

Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava

Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství

Katedra materiálového inženýrství

DIPLOMOVÁ PRÁCE

VYSOKÁ ŠKOLA BÁŇSKÁ – TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA

FAKULTA METALURGIE A MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ

KATEDRA MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ

Analýza povrchových defektů na cementovaných ozubených kolech z oceli

20MnCr5

Analysis of surface defects on carburized gear wheels made of

20MnCr5 steel

DIPLOMOVÁ PRÁCE

Zadání diplomové práce

Student: **Bc. David Palička**

Studijní program: N3923 Materiálové inženýrství

Studijní obor: 3911T030 Technické materiály

Téma: **Analýza povrchových defektů na cementovaných ozubených kolech z oceli 20MnCr5**
Analysis of surface defects on carburized gear wheels made of 20MnCr5 steel

Jazyk vypracování: čeština

Zásady pro vypracování:

1. Úvod
2. Teoretická část – Chemicko-tepelné zpracování ocelí: a) Cementace ocelí; b) Nitridace ocelí; c) Další vybrané postupy chemicko-tepelného zpracování ocelí; d) Charakteristické vady v cementovaných vrstvách ozubených kol.
3. Experimentální část: a) Kvalitativní strukturní analýza povrchových defektů vhodnými technikami; b) Kvantitativní strukturní analýza povrchových vrstev; c) Měření průběhu mikrotvrdosti v oblasti defektů i mimo ně.
4. Diskuse výsledků
5. Závěry

Seznam doporučené odborné literatury:


- [1] *ASM Handbook, Volume 04, Heat treating*. Materials Park Ohio: ASM International, 2002. ISBN 0-87170-379-3.
- [2] TOTTEN, G. E. *Steel Heat treatment, Metallurgy and technologies*. 2. vyd. Boca Raton: CRC Press, 2007, 820 s. ISBN 0-8493-8455-9.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.


Vedoucí diplomové práce: **prof. Dr. Ing. Jaroslav Sojka**

Datum zadání: 30.11.2015

Datum odevzdání: 12.05.2016


prof. Ing. Vlastimil Vodárek, CSc.
vedoucí katedry




prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.
děkanka fakulty

Zásady pro vypracování diplomové práce

I.

Diplomovou prací (dále jen DP) se ověřují vědomosti a dovednosti, které student získal během studia, a jeho schopnosti využívat je při řešení teoretických i praktických problémů.

II.

Uspořádání diplomové práce:

- | | |
|--|------------------------------|
| 1. Titulní list | 6. Obsah DP |
| 2. Originál zadání DP | 7. Textová část DP |
| 3. Zásady pro vypracování DP | 8. Seznam použité literatury |
| 4. Prohlášení + místopřísežné prohlášení | 9. Přílohy |
| 5. Abstrakt + klíčová slova česky a anglicky | |

ad 1) Titulní list je koncipován podle požadavků příslušné oborové katedry.

ad 2) Originál zadání DP student obdrží na své oborové katedře.

ad 3) Tyto „Zásady pro vypracování diplomové práce“ následují za originálem zadání DP. („Zásady pro vypracování diplomové práce“ jsou ke stažení na webových stránkách fakulty).

ad 4) Prohlášení + místopřísežné prohlášení napsané na zvláštním listu (ke stažení na webových stránkách fakulty) a vlastnoručně podepsané studentem s uvedením data odevzdání DP. V případě, že DP vychází ze spolupráce s jinými právníky a fyzickými osobami a obsahuje citlivé údaje, je na zvláštním listě vloženo prohlášení spolupracující právnické nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním DP.

ad 5) Abstrakt a klíčová slova jsou uvedena na zvláštním listu česky a anglicky v rozsahu max. 1 strany pro obě jazykové verze.

ad 6) Obsah DP se uvádí na zvláštním listu. Zahrnuje názvy všech očíslovaných kapitol, podkapitol a statí textové části DP, odkaz na seznam příloh a seznam použité literatury, s uvedením příslušné stránky. Předpokládá se desetinné číslování.

ad 7) Textová část DP obvykle zahrnuje:

- Úvod, obsahující charakteristiku řešeného problému a cíle jeho řešení v souladu se zadáním DP;
- Vlastní rozpracování DP (včetně obrázků, tabulek, výpočtů) s dílčími závěry, vhodně členěné do kapitol a podkapitol podle povahy problému;
- Závěr, obsahující celkové hodnocení výsledků DP z hlediska stanoveného zadání.

DP bude zpracována v rozsahu min. cca 45 stran (včetně obsahu a seznamu použité literatury). V případě, kdy zadání DP vychází ze spolupráce se subjekty mimo VŠB -TU Ostrava a řešení studenta, týkající se citlivých dat spolupracujícího subjektu, je zpracováno v samostatné zprávě, tak zveřejněná část DP bude zpracována v rozsahu min. 25 stran a celkový rozsah DP bude min. 45 stran.

Text musí být napsán vhodným textovým editorem počítače po jedné straně bílého nelesklého papíru formátu A4 při respektování následující doporučené úpravy - písmo Times New Roman 12b; řádkování 1,5; okraje – horní, dolní – 2,5 cm, levý – 3 cm, pravý 2 cm, zarovnání do bloku. Fotografie, schémata, obrázky, tabulky musí být očíslovány a musí na ně být v textu poukázáno.

Budou zařazeny průběžně v textu, pouze je-li to nezbytně nutné, jako přílohy (viz ad 9). Odborná terminologie práce musí odpovídat platným normám. Všechny výpočty musí být přehledně uspořádány tak, aby každý odborník byl schopen přezkoušet jejich správnost. Matematické vzorce musí být číslovány (v kulatých závorkách). U vzorců, údajů a hodnot převzatých z odborné literatury nebo z praxe musí být uveden jejich pramen - u literatury citován číselným odkazem (v hranatých závorkách) na seznam použité literatury. Nedostatky ve způsobu vyjadřování, nedostatky gramatické, neopravené chyby v textu mohou snížit klasifikaci práce.

ad 8) DP bude obsahovat alespoň 15 literárních odkazů, z toho nejméně 5 v některém ze světových jazyků.

Seznam použité literatury se píše na zvláštním listě. **Citaci literatury je nutno uvádět důsledně v souladu s ČSN ISO 690.** Na práce uvedené v seznamu použité literatury musí být uveden odkaz v textu DP.

ad 9) Přílohy budou obsahovat jen ty části (speciální výpočty, zdrojové texty programů aj.), které nelze vhodně včlenit do vlastní textové části např. z důvodu ztráty srozumitelnosti.

III.

Diplomovou práci student odevzdá ve dvou knihařsky svázaných vyhotoveních, pokud katedra garantující studijní obor neurčí jiný počet. Vnější desky budou označeny takto:

nahore: *Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava*
Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství
Katedra

uprostřed: *DIPLOMOVÁ PRÁCE*


dole: *Rok* *Jméno a příjmení*

Kromě těchto dvou knihařsky svázaných výtisků odevzdá student kompletní DP také v elektronické formě do IS EDISON. Práce vložená v elektronické formě do IS EDISON se musí zcela shodovat s prací odevzdanou v tištěné formě. Po vložení DP do IS EDISON bude provedena její kontrola na plagiátorství.

IV.

Nesplnění výše uvedených zásad pro vypracování diplomové práce může být důvodem nepřijetí práce k obhajobě. O nepřijetí práce k obhajobě rozhoduje v tomto případě garant příslušného studijního oboru. Tyto zásady jsou závazné pro studenty všech studijních programů a forem navazujícího magisterského studia Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava od akademického roku 2015/2016.

Ostrava 2. 11. 2015


Prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.
děkanka Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství
VŠB-TU Ostrava

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že

- jsem byl(a) seznámen(a) s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. - autorský zákon, zejména §35 - užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního (§60 - školní dílo);
- беру на ве́домі́, že Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB - TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude archivována v elektronické formě v databázi Ústřední knihovny VŠB - TUO a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o diplomové práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB - TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo - diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB - TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB - TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- беру на ве́домі́, že odevzdáním své diplomové práce souhlasím s jejím zveřejněním podle zákona č. 111/1998Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (Zákon o vysokých školách) bez ohledu na výsledek její obhajoby.

Místopřísežně prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci vypracoval(a) samostatně.

V Ostravě 10.5.2016



.....
podpis (jméno a příjmení studenta)

Poděkování

Rád bych poděkoval svému vedoucímu práce prof. Dr. Ing. J. Sojkovi za odborné vedení a pomoc při zpracování této diplomové práce. V neposlední řadě chci poděkovat své rodině za podporu a pochopení po celou dobu studia.

Tato diplomová práce vznikla za přispění projektů Studentské grantové soutěže SP 2016/103 Specifický výzkum v metalurgickém, materiálovém a procesním inženýrství a SP2016/111 Studium vztahů mezi strukturními parametry a vlastnostmi pokročilých materiálů.

Abstrakt

Diplomová práce se zabývá analýzou ozubených kol z oceli 20MnCr5 (14221), u kterých byly po finální operaci broušením detekovány trhliny v cementované vrstvě. Teoretická část je zaměřena na chemicko-tepelné zpracování, především na cementaci. Krátce shrnuty jsou i ostatní procesy, které se k chemicko-tepelnému zpracování řadí. Jsou zde uvedeny i různá cementační prostředí, ve kterých může probíhat cementace a způsoby tepelného zpracování po cementaci. Experimentální část se zabývá posouzením kvality cementované vrstvy ozubených kol. K analýze byly vybrány dvě série vzorků s označením Q4 a Q5, které byly podrobněji analyzovány s cílem nalézt příčinu vzniku podpovrchových trhlin v cementované vrstvě.

Klíčová slova: Chemicko-tepelné zpracování, cementace, cementační vrstva, zbytkový austenit, analýza, ozubené kolo.

Abstract

This thesis deals with analysis of gear wheels made of 20MnCr5 (14221) steel, where cracks in a carburizing layer were detected after a final process of grinding. The theoretical part is focused on a chemical and heat treatment, especially in carburizing. The other processes which belong to a chemical heat treatment are summarised briefly as well. There are also mentioned various carburizing environments in which carburizing can take place and ways of heat treatment after carburizing. The experimental part deals with the quality assessment of the carburizing layer of gear wheels. For the analysis two sample series labelled Q4 and Q5 were selected which were analyzed in detail in order to find the cause of the subsurface cracks in the carburized layer.

Keywords: Chemical heat treatment, carburizing, carburizing layer, retained austenite, analysis, gear wheel

Obsah

1 Úvod	3
2 TEORETICKÁ ČÁST	4
CHEMICKO-TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ OCELÍ.....	4
2.1 Důležité pochody při chemicko-tepelném zpracování	5
2.2 Struktura povrchové vrstvy.....	6
2.2.1 Cementace.....	6
2.2.2 Nitridace.....	7
2.3 Další vybrané postupy chemicko-tepelného zpracování ocelí.....	7
2.3.1 Karbonitridace.....	7
2.3.2 Nitrocementace	8
2.3.3 Sulfonitridace	8
2.3.4 Chemicko-tepelné zpracování ve vodní páře	8
2.3.5 Difúzní pokovování	9
3 PROCES CEMENTACE.....	10
3.1 Vliv teploty a setrvání na cementační teplotě.....	10
3.2 Fickův zákon.....	12
3.2.1 Difúze ze stálého zdroje při nauhličení oceli	13
3.3 Rovnovážné a nerovnovážné stavy při cementaci	15
3.4 Základní způsoby při nauhličování oceli	18
3.4.1 Cementace v pevném prostředí	18
3.4.2 Cementace v plynném prostředí.....	19
3.4.3 Cementace v kapalném prostředí	21
3.5 Struktura a vlastnosti vrstvy po nauhličení.....	21
3.5.1 Hloubka nauhličení	22

3.6 Tepelné zpracování po cementaci.....	23
3.6.1 Kalení.....	24
3.6.2 Popouštění.....	28
3.7 Oceli vhodné k cementování	28
4 CHARAKTERISTICKÉ VADY V CEMENTOVANÝCH VRSTVÁCH OZUBENÝCH KOL.....	30
5 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST - ÚVOD	33
5.1 Popis materiálu	33
5.2 Analýza vzorků	34
5.2.1 Analýza vzorků série Q4.....	34
5.2.2 Analýza vzorků série Q5.....	41
6 ZÁVĚR.....	46
LITERATURA	47

1 Úvod

Ozubená kola jsou technologicky náročné a tvarově složité součásti, které jsou v dnešní době využívány v převodovkách a v mnoha dalších strojních zařízeních. K tomu, aby ozubená kola mohla splňovat vysoké požadavky zákazníků, musí být použito mnoha speciálních procesů. Mezi jeden ze dvou nejdůležitějších procesů, patří bezesporu cementace. Tento typ chemicko-tepelného zpracování podeutektoidní oceli představuje difúzní sycení povrchu uhlíkem. Cílem je zvýšit koncentraci uhlíku v povrchové vrstvě na určitou hloubku, která má po tepelném zpracování zaručit vynikající vlastnosti na povrchu se zachováním dobré plasticity v jádře materiálu. Takto opracovaná ozubená kola jsou schopna výborně přenášet točivý moment a prodloužit životnost výrobku na dvojnásobek. Druhým důležitým procesem je broušení zubů po cementování, kterým docílíme finálních rozměrů a odstraníme také možný výskyt trhlinek, které se ve vrstvě mohou objevit po zakalení, především podél hranic zrn. Tato práce se zabývá pouze prvním zmiňovaným způsobem, a to cementací. Teoretická část je věnována chemicko-tepelnému zpracování, především technologii cementování a experimentální část je zaměřena na hodnocení a posouzení kvality takto nacementované vrstvy.

Hlavním cílem diplomové práce, resp. přesněji cílem její experimentální části, bylo ozřejmit příčinu vzniku podpovrchových trhlin, které byly detekovány v cementovaných vrstvách na ozubených kolech, jež byly podrobeny všem technologickým operacím, včetně finálního broušení, ale které nebyly provozovány.

2 TEORETICKÁ ČÁST

CHEMICKO-TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ OCELÍ

Tepelné zpracování, při kterém se mění chemické složení povrchových vrstev oceli, se nazývá **chemicko-tepelné zpracování**. Změny v chemickém složení v podpovrchových vrstvách se dosahuje vzájemným působením mezi povrchem oceli a složkami prostředí, ve kterém se výrobky ohřívají. Toto prostředí může být tuhé, kapalné nebo plynné. Reakce, které probíhají v povrchové vrstvě, mohou buď obohacovat, nebo ochuzovat povrchové vrstvy o nějaký prvek (např. C, N, Si, Al, B), přičemž jádro zůstává neovlivněno. Cílem je tedy získat vynikající vlastnosti na povrchu, které vedou ke zvýšení odolnosti proti opotřebení, popř. zvýšení meze únavy. Některé postupy chemicko-tepelného zpracování vedou ke zvýšení odolnosti proti korozi nebo žáru [1,2].

Ke změnám chemického složení může docházet v celém objemu výrobku (objemové chemicko-tepelné zpracování – např. odvodíkování, žíhání), nebo jen v povrchových vrstvách (povrchové chemicko-tepelné zpracování). Při změnách chemického složení se uplatňuje difúzní mechanismus. Syčením povrchu výrobku různými prvky (kovy i nekovy), lze dosáhnout rozdílných mechanických nebo fyzikálně-chemických vlastností povrchu a jádra.

Požadovaných vlastností lze zpravidla dosáhnout dvěma způsoby:

- Úpravou chemického složení povrchu výrobku a přispěním následujícího tepelného zpracování, nejčastěji cementace.
- Úpravou chemického složení, např. nitridace.

Chemicko-tepelné zpracování neumožňuje jen získat vynikající vlastnosti výrobku, ale v první řadě dokáže nahradit drahé slitinové oceli s vysokým obsahem přísad, ocelmi nízkolegovanými nebo středně legovanými [3,4].

2.1 Důležité pochody při chemicko-tepelném zpracování

Mezi základní pochody při chemicko-tepelném zpracování, které na sebe navazují a navzájem se podmiňují, patří:

- **Adsorpce** molekul chemických sloučenin, jedná se o proces, při kterém dochází k přichycování molekul nasycujícího prostředí (nejčastěji plynné molekuly) k nasycovanému povrchu. Povrch pevné látky je jakousi vstupní branou, jíž dovnitř vstupují částice (atomy, molekuly, ionty) z vnějšího prostředí. Takovému jevu se říká **absorpce**. Tyto částice se někdy na povrchu pevné látky pouze zachytanou, aniž by se dostaly dovnitř, v tomto případě mluvíme o **adsorpci**. Dojde-li k **absorpci**, je **adsorpce** její „předehrou“. K **adsorpci** dochází, protože atomy na povrchu mají o polovinu méně sousedů než atomy uvnitř. Z tohoto důvodu je vazebná schopnost atomů směrem ven do okolního prostředí nenasycena. **Adsorpce** částic z vnějšku se uskutečňuje jednak těmito nenasycenými vazbami, nebo van der Waalsovými vazbami [5].
- **Disociace** je doprovázena rozpadem molekul sloučenin nasycující látky za vzniku aktivních atomů, které jsou povrchem absorbovány.
- **Absorpce** je tedy pronikání atomů adsorbovaných na povrchu pevné látky dovnitř materiálu.
- **Difúze** aktivních atomů, které pronikají z povrchu do středu materiálu je důležitý proces, při kterém se určuje hloubka nasycované vrstvy. Aby difúze, jako pohyb atomů ve směru koncentračního spádu, mohla proběhnout účinně, musí být splněny následující podmínky:

a) Dostatečná koncentrace difundujícího prvku na povrchu výrobku po celou dobu procesu.

b) Dostatečně vysoká teplota, která umožňuje zvýšený pohyb atomů.

Hloubka difúzní vrstvy je závislá na čase a je dána vztahem:

$$x^2 = k \cdot t \quad (2.1)$$

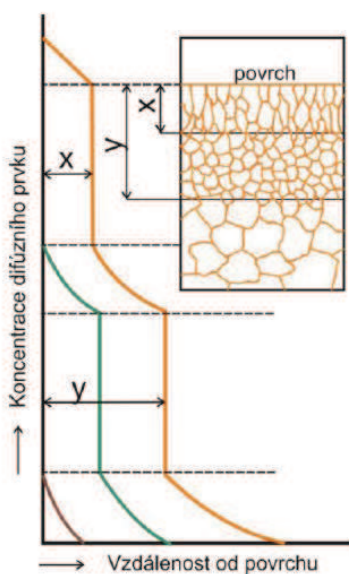
Kde: x je hloubka difúzní vrstvy,

k je konstanta závislá na teplotě,

t je doba syčení [1,2,4,5].

2.2 Struktura povrchové vrstvy

Základní vliv na strukturu povrchové vrstvy mají oba prvky – základní a difundující. Jsou-li oba prvky dokonale rozpustné v tuhém stavu, je koncentrační spád mezi povrchem a jádrem kovu plynulý. Při omezené rozpustnosti se v koncentračním spádu objevují skoky, které mají velký vliv na vznik mezivrstev (obr. 2.1.). Povrchová vrstva bývá nejčastěji tvořena sloupkovitými krystaly, které jsou orientované kolmo na povrch. Vznikají nové zárodky na povrchu a rostou ve směru gradientu koncentrace. Jejich boční růst je značně menší [1,2].



Obr. 2.1 Změna koncentrace prvku B v difúzní vrstvě prvku A a schéma mikrostruktury difúzní vrstvy [1].

2.2.1 Cementace

Podstatou cementování je syčení povrchu ocelí uhlíkem, který může být obsažen v tuhém, kapalném nebo plynném prostředí. Druhy vznikajících fází, jakož i koncentrace uhlíku v těchto fázích závisí na podmínkách, při kterých reaguje železo s uhlíkem podle rovnovážného diagramu slitin Fe–Fe₃C. Teploty při cementaci se volí těsně nad Ac₃. Při této teplotě je struktura tvořena výhradně austenitem, fází, v níž se uhlík rozpouští podstatně rychleji a ve značném rozsahu. K cementování jsou vhodné nízkouhlíkové oceli s obsahem uhlíku do 0,2 % C. Hloubka cementované vrstvy bývá nejčastěji do jednoho milimetru (0,8 mm), jen ve výjimečných případech je vrstva větší než 2 mm. Po cementování musí následovat kalení a popouštění. Cementace bude dále rozebrána v kapitole 3 [1,3,6].

2.2.2 Nitridace

Podstatou nitridace je sycení povrchu oceli atomárním dusíkem při teplotách okolo 500-570 °C. Nitridovaná ocel má v porovnání s cementovanou ocelí vyšší povrchovou tvrdost, která je stálá i při ohřevu za poměrně vysokých teplot (500-570 °C). Nitridací lze dosáhnout tvrdostí až 1200 HV. Podstatou zpevnění a značné zvýšení tvrdosti povrchu součásti je vznik stabilních a jemně disperzních nitridů v povrchové vrstvě. Po nitridaci již nemusí následovat kalení a popouštění. Popouštění proběhne pomalým chladnutím součásti v atmosféře. Hloubka nitridační vrstvy bývá obvykle 0,2 až 0,3 mm, doba sycení je 30 až 40 hodin. I při velmi dlouhé prodlevě (po dobu 300 hodin i více) nepřesahuje hloubka nitridované součásti vrstvy 0,8 až 0,9 mm. Z toho vyplývá, že nitridační pochod trvá daleko déle než cementační pochod [1,2,18].

2.3 Další vybrané postupy chemicko-tepelného zpracování ocelí

Změnou chemického složení povrchu se výrazně mění mechanické a fyzikální vlastnosti povrchu oceli. Nové vzniklé vrstvy mohou mít vysokou tvrdost, odolnost proti opotřebení, zadírání nebo únavě a v neposlední řadě také odolnost proti korozi nebo žárovzdornost. Některé z výše uvedených vlastností získává povrchová vrstva již při pomalém ochlazování z teploty, za níž probíhaly difúzní reakce. Ve většině případů je však třeba, aby po chemických reakcích byla ocel ještě kalena a popouštěna [3,4].

Mezi základní metody patří:

- Karbonitridace
- Nitrocementace
- Sulfonitridace
- Chemicko-tepelné zpracování ve vodní páře
- Difúzní pokovování

2.3.1 Karbonitridace

Podstatou karbonitridace je sycení povrchu ocelové součásti současně uhlíkem a dusíkem. Při teplotách v rozmezí od 570 až 620 se na povrchu součástí vytváří tenká vrstva karbonitridu o tloušťce 0,01 až 0,05 mm, která obsahuje víc než 8 % dusíku, 2 % uhlíku a určitý podíl kyslíku, cca 1 %. Vrstva dosahuje tvrdosti okolo 1000 HV. Pod touto vytvořenou vrstvou v hloubce cca 1 mm je přítomná difúzní vrstva zpevněná rozpuštěným dusíkem s tvrdostí 300 až 400 HV. Karbonitridace se dříve prováděla v kapalném prostředí

(v solích), v současné době převažuje karbonitridace v plynném prostředí. Výsledná vrstva zvětšuje únavu a pevnost součástí. Často bývá karbonitridace rozdělena do tří skupin podle různě zvolených teplot (800 až 950, 600 až 790, 570 až 620) [7,19].

2.3.2 Nitrocementace

Podstatou nitrocementace je sycení povrchu současně uhlíkem, tak i dusíkem. Provádí se při podstatně nižších teplotách od 700 až 870 °C. Nitrocementované vrstvy jsou podobné vrstvám cementovaným a požadovaných vlastností se dosáhne ochlazením z cementační teploty takovou rychlostí, při které nastane změna uhlíko-dusíkového austenitu v martenzit. Přítomnost dusíku značně urychluje difúzi uhlíku a snižuje překrystalizační teplotu austenitu a tím umožňuje, aby nitrocementace probíhala při nižších teplotách. Dusík dále zvyšuje stabilitu přechlazeného austenitu a tím zvyšuje prokalitelnost nitrocementovaných vrstev. Jednou z nevýhod může být, že dusík snižuje, podobně jako uhlík, teplotu M_s a M_f , tím se po kalení ve struktuře může objevit větší množství zbytkového austenitu, který může způsobit vznik mikrotrhlin a snížení tvrdosti v povrchové vrstvě [3,4].

2.3.3 Sulfonitridace

Sulfonitridaci lze uplatnit nejen na ocelích uhlíkových a slitinových, ale v neposlední řadě také na ocelích nerezavějících a na šedé litině. Samotný proces může probíhat buď v solné lázni, které obsahují jen kyanid a siřičitan, nebo v různých plynných atmosférách, např. čpavku a sirovodíku, popř. sirouhlíku. Na povrchu součástí se vytváří vrstva, v níž se nacházejí sirníky železa FeS spolu s karbonitridy. Sulfonitridace se uplatňuje při zpracování různých druhů ocelových součástí, částí spojek, součástí automobilních rozvodů, výrobku ze šedé litiny, ložiska, pouzdra a jiné. Předností takto zpracovaných součástí je zvýšení meze únavy a také odolnost proti korozi [4,19].

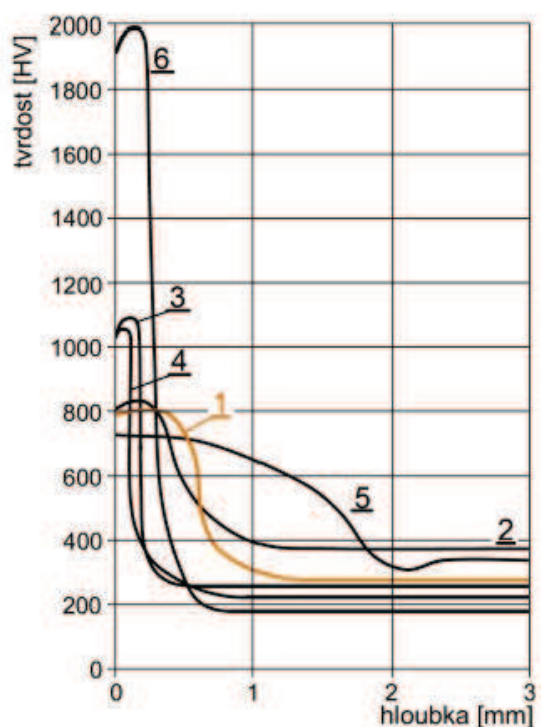
2.3.4 Chemicko-tepelné zpracování ve vodní páře

Na povrchu oceli, která je vystavena účinkům vodní páry, se tvoří slabá vrstva kysličníků, která chrání povrch oceli před dalším okysličováním. Zpracování ve vodní páře se uplatňuje při konečných operacích (po tepelném zpracování a broušení) nástrojů z rychlořezných ocelí. Na nástroji se vytváří povrchová pórovitá vrstva, která udržuje mazivo a zvyšuje tím odolnost proti opotřebení. Vrstvy mají tloušťku v rozmezí od 1-4 μm [4].

2.3.5 Difúzní pokovování

Podstatou difúzního pokovování je sycení povrchu základního kovu jiným kovem (v některých případech i nekovem). Podobně jako v předchozích způsobech chemicko-tepelného zpracování lze difúzní pokovování provádět v kapalném, plynném i sypkém prostředí. Podle látky, kterou je povrch sycen, nazýváme: Chromování, borování, alitování, alometování (je-li povrch sycen hliníkem), šerardování (zinkování), křemíkování apod. Patří sem také komplikovanější pochody, které nazýváme chrómalitování, chrómwolframování, chrómkřemíkování apod. Nejčastěji se užívá difúzního hliníkování, chromování, křemíkování a šerardování [4].

Na obr. 2.2 je vidět průběh tvrdostí a hloubka jednotlivých vrstev u běžně používaných procesů chemicko-tepelného zpracování.



Obr. 2.2 Porovnání typických průběhů tvrdosti difúzních vrstev a povrchového kalení: 1.Cementace, 2.Nitrocementace, 3.Nitridace, 4.Karbonitridace, 5.Povrchové kalení, 6. Boridování [11].

3 PROCES CEMENTACE

3.1 Vliv teploty a setrvání na cementační teplotě

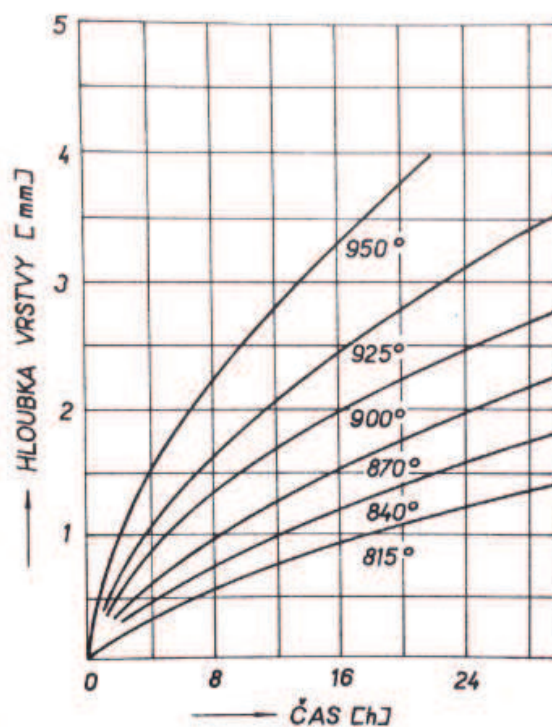
Druhy nově vznikajících fází, jakož i koncentrace uhlíku v těchto fázích, závisí na podmínkách, při kterých železo reaguje s uhlíkem podle rovnovážného diagramu slitin Fe-Fe₃C. Rychlost nauhličování je do značné míry ovlivňována teplotou a odpovídajícím strukturním stavem oceli. Adsorpce uhlíku a jeho difúze směrem k jádru oceli se objevuje již v rozsahu teplot 500 až 600 °C. Z důvodu malé rozpustnosti uhlíku ve feritu dochází k rychlému nasycování feritu uhlíkem a na povrchu se vytváří slabá vrstva cementitu podle reakce:[2,4].



Zvyšováním teploty v rozsahu mezi Ac₁ a Ac₃ se rychlost nauhličování podstatně zvyšuje, což má za následek částečnou austenitizaci oceli. Pokud je v povrchové vrstvě cementované oceli přítomen ferit, který se nasatí uhlíkem, vzniká cementit. Takto vytvořený cementit se postupně rozpustí v sousedních zrnech austenitu.

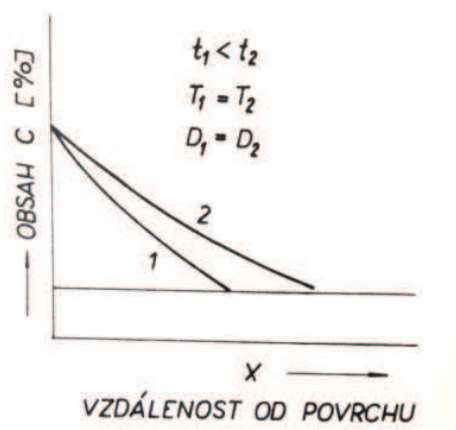
Sycení povrchu součástí uhlíkem se provádí při teplotách nad Ac₃, kdy struktura cementační oceli je výhradně austenitická a ve které je podstatně vyšší rozpustnost uhlíku než ve feritu. Překročení mezní rozpustnosti uhlíku v austenitu by vedlo ke značné precipitaci sekundárního cementitu, což má za následek její zkřehnutí. Teploty při cementování se obvykle pohybují mezi 850 až 950 °C, lze použít i teploty nižší pod 850 °C se cementují součásti o velmi malých průřezích. Naopak, použití vyšších teplot až 1150 °C musí být podmíněno volbou tzv. jemnozrnných cementačních ocelí [4,9].

Zvyšováním teploty se také obecně zvyšuje rychlost nauhličování a zvětšuje se hloubka nauhličení, a to z důvodu, že se zvyšuje nejen rychlost disociace, ale do značné míry i adsorpce a difúze.(obr. 3.1) [4].



Obr. 3.1 Rychlost nauhličování v sytkém prostředí za různých teplot [4].

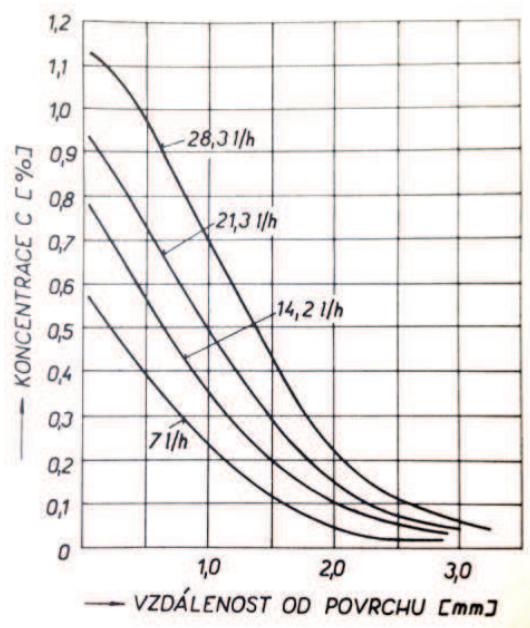
Z obr 3.2 vyplývá, že prodloužení doby cementace za stejných teplot nemá vliv na změnu obsahu uhlíku v povrchové vrstvě. Zvětší se však hloubka cementační vrstvy [4].



Obr. 3.2 Vliv prodloužení doby cementace na hloubku vrstvy a koncentraci uhlíku ve vrstvě.

[4].

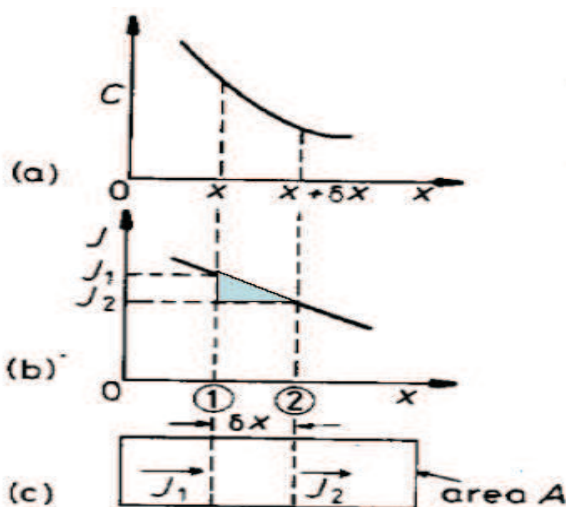
Zvětší-li se objem nauhličující složky atmosféry, např. CO při zachování stejné teploty, obsah uhlíku v povrchové vrstvě se zvětší, nikoli však hloubka vrstvy. (Obr. 3.3).



Obr. 3.3 Rozložení uhlíku v povrchové vrstvě oceli po 20 h nauhličování za teploty 950 °C a různé spotřeby CO [4].

3.2 Fickův zákon

2. Fickův zákon se týká difúzních dějů, při kterých se v jednotlivých místech mění koncentrace s časem. Tyto děje bývají zpravidla daleko častější, tím můžeme říci, že 2. Fickův zákon je důležitější než první Fickův zákon a je uplatňován právě při řešení průběhu cementace [10].



Obr. 3.4 Schematický obrázek k odvození 2. Fickova zákona [10].

Představme si materiál, ve kterém dochází k difúzi intersticiálního prvku B podél osy x . Závislost koncentrace prvku B na vzdálenosti je vidět na obr. 3.4a, na obr. 3.4b je uvedena závislost difúzního toku prvku B na vzdálenosti. Představme si v materiálu dvě roviny 1 a 2 vzdálené o malou vzdálenost δx a v obou rovinách vymežíme plochu o velikosti A .

Počet atomů B, procházející v krátkém časovém úseku δt do roviny 1 zleva, vyjádříme pomocí rovnice:

$$at_{B1} = J_1 \cdot A \cdot \delta t \quad (3.2)$$

Kde: J_1 je difúzní tok v rovině 1

A je plocha vymezená v rovině 1

δt je zkoumaný krátký časový úsek

Analogicky lze vyjádřit počet atomů B, které projdou za krátký časový úsek δt z roviny 2 doprava jako:

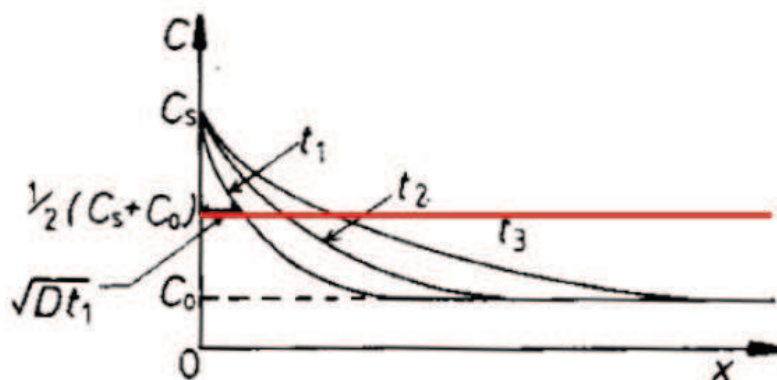
$$at_{B2} = J_2 \cdot A \cdot \delta t \quad (3.3)$$

Z čas δt se počet atomů mezi rovinami 1 a 2 změní o:

$$(J_1 - J_2) \cdot A \cdot \delta t \quad (3.4)$$

3.2.1 Difúze ze stálého zdroje při nauhličení oceli

Difúze ze stálého difúzního zdroje je jednou z velmi důležitých úloh nestacionární difúze. Typickým příkladem může být sycení povrchu ocelí uhlíkem. Sycení povrchu oceli může zpravidla probíhat i libovolným jiným prvkem [10].



Obr. 3.5 Schematické znázornění ze stálého zdroje při nauhličení [10].

Na obrázku 3.5 lze vidět, že v čase $t = 0$, je v libovolném místě pod povrchem oceli, tj. pro $x > 0$ obsah uhlíku roven C_0 . Na povrchu oceli je po celou dobu, tj. pro libovolný čas konstantní koncentrace uhlíku C_s (která je dána např. složením plynné atmosféry při cementaci). Na obrázku lze vidět, že koncentrace uhlíku v podpovrchových vrstvách se bude měnit, tak jak nám ukazují křivky pro tři rozdílné doby difúze, kdy $t_1 < t_2 < t_3$.

Tuto koncentraci $c(x,t)$, která je funkcí hloubky pod povrchem x a doby difúze t , lze vypočítat podle rovnice:

$$\frac{c(x,t)-C_0}{C_s-C_0} = 1 - \operatorname{erf} \left[\frac{x}{2\sqrt{D \cdot t}} \right] \quad (3.5)$$

Kde:

C_0 je počáteční koncentrace daného prvku v materiálu

C_s je povrchová koncentrace daného prvku (ta je dána intenzitou difúzního zdroje) a je konstantní

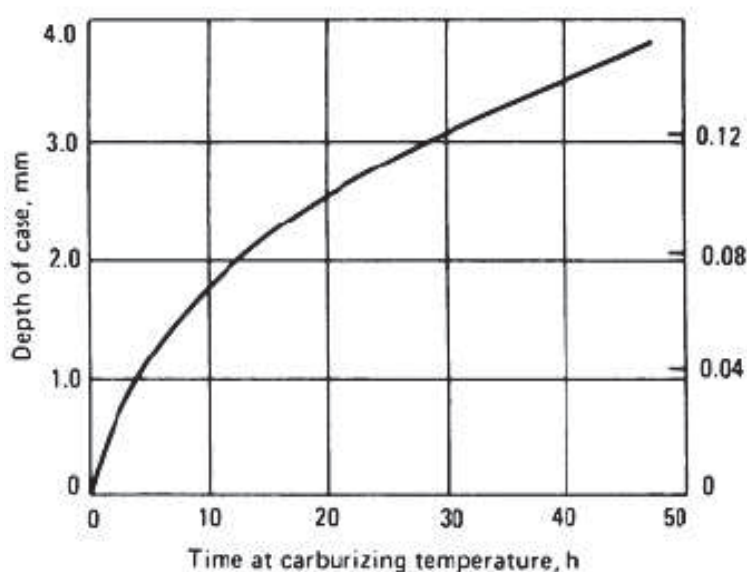
x je hloubka pod povrchem

D je difúzní koeficient příslušného prvku

t je doba, za kterou probíhá difúze

erf je takzvaná errorní, neboli chybová funkce [10].

Na obr. 3.6 je vidět jak se mění závislost hloubky cementované vrstvy s časem.



Obr. 3.6 Závislost hloubky cementační vrstvy na době procesu při teplotě 925 °C [8]

3.3 Rovnovážné a nerovnovážné stavy při cementaci

Vznik aktivního uhlíku lze zpravidla popsat dvěma hlavními způsoby:

- Termickou disociací oxidu uhelnatého



- Termickou disociací metanu



Disociace musí probíhat za zvýšených teplot, kdy ocel je ve stavu austenitickém, což je předpokladem pro snadnější absorpci s ohledem na velkou rozpustnost uhlíku v austenitu. Při nízkých teplotách, kdy se ve struktuře vyskytuje ferit, je rozpustnost uhlíku značně omezená [1,7].

Podle reakce $2\text{CO} \leftrightarrow \text{CO}_2 + \underline{\text{C}}$ (3.6) může v závislosti na směru průběhu vznikat uhlík, nebo, naopak může být spotřebován. Aby rovnice (3.6) probíhala směrem doprava, tedy atmosféra působila jako nauhličující, musí se při zvolené teplotě zvýšit obsah CO. Opakem bude, zvýší-li se v atmosféře obsah CO_2 , reakce bude probíhat podle rovnice (3.6) směrem doleva. Atmosféra bude v tomto případě oduhličující. (obr. 3.7). Pro analýzu průběhu reakce je potřeba znát zejména teplotní závislost a její rovnovážné konstanty. Nejčastěji se pracuje s rovnovážnými konstantami, kdy obsah plynných složek je vyjádřen jejich parciálními tlaky, popřípadě u pevných složek se uvažuje jejich termodynamická aktivita [7].

Pro reakci (3.6) platí:

$$K_p = \frac{a_c \cdot P_{\text{CO}_2}}{P^2_{\text{CO}}} \quad (3.8)$$

Kde: K_p je rovnovážná konstanta rovnice (3.6)

a_c je termodynamická aktivita uhlíku v atmosféře

P_{CO_2} je parciální tlak oxidu uhličitého

P_{CO} je parciální tlak oxidu uhelnatého

Z rovnice (3.8) lze stanovit termodynamickou aktivitu uhlíku v atmosféře a_C , a to za pomoci následujícího vztahu:

$$a_C = K_P \frac{P^2_{CO}}{P_{CO_2}} \quad (3.9)$$

Termodynamická aktivita uhlíku v atmosféře se často označuje jako tzv. **uhlíkový potenciál atmosféry**. Z rovnice (3.9) vyplývá, že termodynamická aktivita uhlíku v atmosféře a_C je tím vyšší, čím vyšší je parciální tlak oxidu uhelnatého a rovnovážná konstanta reakce a čím nižší je parciální tlak oxidu uhličitého. Parciální tlak plynného uhlíku v atmosféře je velmi malý, tudíž obtížně měřitelný. Proto je nutné parciální tlak nahradit právě termodynamickou aktivitou a_C [1,7].

Abychom dosáhli obsahu uhlíku v povrchové vrstvě oceli na úroveň cca 1 hm.%, jak je znázorněno na obr. 3.7, postačí tím nižší obsah oxidu uhelnatého, čím nižší je teplota sycení. To nasvědčuje tomu, že podle rovnice (3.6) se jedná o reakci exotermickou, tzn. je ve směru průběhu zleva doprava [1,9].

V případě druhé reakce $CH_4 \leftrightarrow 2H_2 + \underline{C}$ (3.7), ve které se společně s uhlíkem účastní určitý podíl metanu lze rovnovážnou konstantu této reakce zapsat následovně:

$$K_P = \frac{a_C \cdot P^2_{H_2}}{P_{CH_4}} \quad (3.10)$$

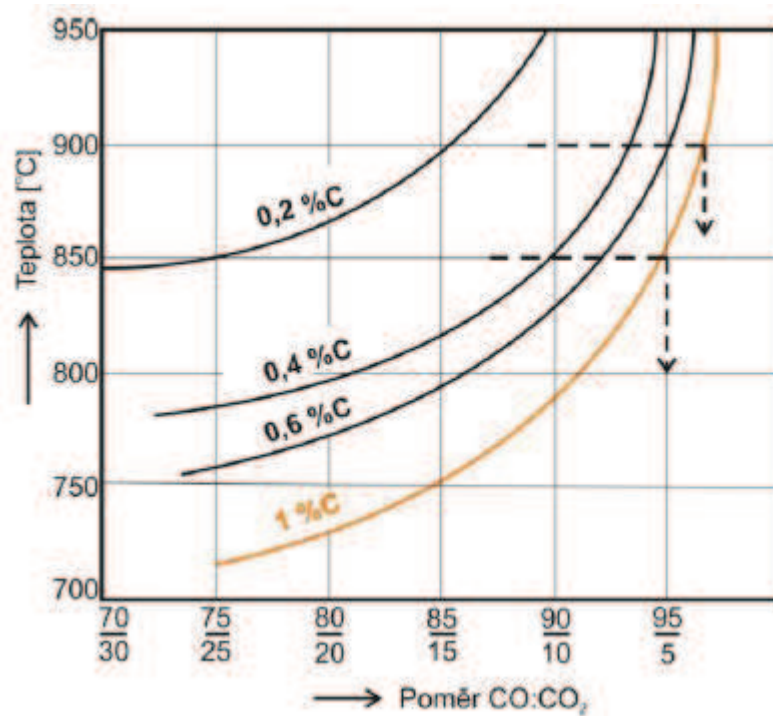
Kde: K_P je rovnovážná konstanta reakce (3.7),

P_{H_2} je parciální tlak vodíku v atmosféře,

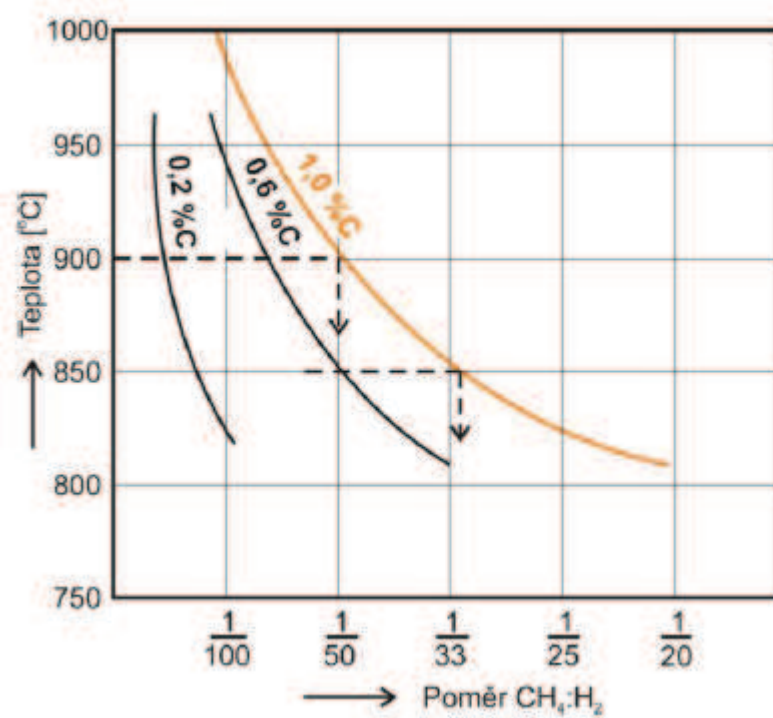
a_C je termodynamická aktivita uhlíku v atmosféře (uhlíkový potenciál atmosféry),

P_{CH_4} parciální tlak metanu v atmosféře

Podobně jako v případě reakce (3.6) tomu tak bude i při vzájemném poměru $CH_4 : H_2$ reakce (3.7), což je patrné z obr. 3.8. Pokud bude složení atmosféry odpovídat oblasti vpravo od křivek, atmosféra bude nauhličující. Dále je z obr. 3.8 patrné, že metan je, na rozdíl od oxidu uhelnatého, daleko silnějším „nauhličovadlem“, kterého může být jen nízký podíl, zpravidla (1-5 %) [1,9].



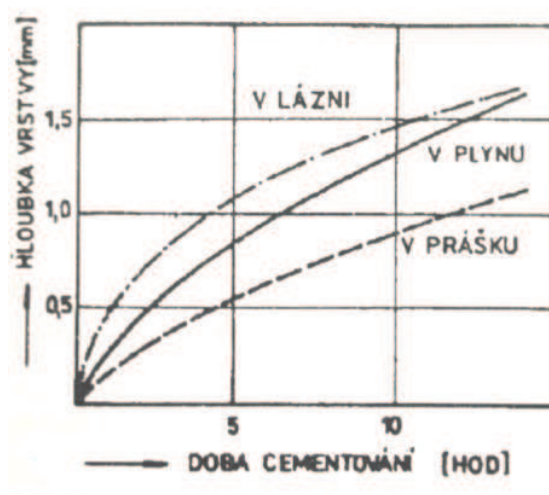
Obr. 3.7 Křivky rovnováhy CO:CO₂ u oceli s různým obsahem uhlíku[1].



Obr. 3.8 Křivky rovnováhy CH₄:H₂ a oceli s různým obsahem uhlíku [1].

3.4 Základní způsoby při nauhličování oceli

Způsob cementování se rozděluje podle použitého prostředí, ve kterém nauhličování probíhá. Obr. 3.9 ukazuje, jak použité prostředí ovlivňuje hloubku cementační vrstvy. Pro prostředí lze rozdělit na pevné (sypké), kapalně nebo plynné. Hodně využívaná k cementaci je také vakuová pec [9].



Obr. 3.9 Hloubka cementační vrstvy v závislosti na době cementace v různých prostředích [9].

3.4.1 Cementace v pevném prostředí

Nauhličování v sypkém prostředí probíhá v uzavřeném prostoru krabic ze žáruvzdorné ocele. Předměty jsou v těchto krabicích zasypávány práškovou směsí dřevěného uhlí se 7 až 20 obj. % uhličitany barnatého BaCO_3 (popřípadě NaCO_3 , či CaCO_3). Dřevěné uhlí reaguje při cementační teplotě s kyslíkem uzavřeným v krabici na oxid uhelnatý CO . Ten se při styku s žhavým povrchem oceli rozkládá na oxid uhličitý a uhlík ($2 \text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$). Atomární uhlík bývá na povrchu součástí absorbován a poté difunduje směrem dovnitř součástí. Uhličitan barnatý působí v procesu jako aktivátor, neboť při cementační teplotě dochází k jeho rozkladu $\text{BaCO}_3 \rightarrow \text{BaO} + \text{CO}_2$ a vzniklý CO_2 reaguje s dřevěným uhlím podle rovnice $\text{CO}_2 + \text{C} \rightarrow 2\text{CO}$ [9].

Dřevěné uhlí je ovšem nejméně účinným cementačním prostředkem. Cementace v dřevěném uhlí probíhá značně pomalu, zpravidla pod 850°C sycení nenastává. Nauhličení povrchu je velmi nízké. Ale protože dřevěné uhlí má nejmenší obsah škodlivých prvků, dává se mu přednost před ostatními typy.

Živočišné uhlí nauhličuje povrch při cementování podstatně silněji. Cementování v tomto uhlí dává co do koncentrace uhlíku stejné výsledky při nižší teplotě než dřevěné uhlí [2,9].

3.4.2 Cementace v plynném prostředí

Nauhličování v plynném prostředí se provádí ve směsi plynů CO , CO_2 , CH_4 , H_2 , H_2O a jiné. V porovnání s cementováním v prášku je nauhličovací schopnost daleko větší a lze ji do značné míry regulovat. Cementační pochod lze urychlit zvýšením tlaku. Zvýšením tlaku bude reakce $2\text{CO} \leftrightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$ probíhat směrem doprava, tzn., bude se zvyšovat množství aktivního uhlíku. Cementování za zvýšeného tlaku pochod značně komplikuje, proto je také v praxi méně využíváno.

Daleko lepší výsledky dává cementování uhlovodíky, které jsou hlavní složkou plynů, používaných při cementaci plynnými prostředky. Nejjednodušším uhlovodíkem je metan, ten se začíná rozkládat již za nízkých teplot, a to čím intenzivněji, čím je teplota vyšší. Zvýšením tlaku se reakce obrací doleva, čímž se značně zpomaluje vylučování uhlíku.

Při cementaci v plynném prostředí se kromě disociace oxidu uhelnatého a metanu (viz rovnice 3.6 a 3.7) mohou uplatnit i další reakce, které mají velký vliv na kontrolu procesu cementace [1,2].

Jedná se o reakce:



Ani jedné z výše uvedených reakcí se neúčastní uhlík a reakce sama tedy nemůže způsobit ani nauhličení ani oduhličení povrchu oceli. Reakce (3.11) umožňuje kontrolu nad samotným průběhem procesu pomocí parciálních tlaků kyslíku. U reakce (3.12) se k řízení procesu využívá vodní pára, přesněji řečeno je to hodnota rosného bodu, která závisí na množství páry.

Konstanta reakce (3.11) vyjádřena následujícím vztahem:

$$K_p = \frac{P^2_{CO_2}}{P^2_{CO} \cdot P_{O_2}} \quad (3.13)$$

Kde p jsou parciální tlaky příslušných plynů (oxidu uhličitého CO_2 , oxidu uhelnatého CO a kyslíku O_2).

Konstanta reakce (3.12) je vyjádřena následujícím vztahem:

$$K_p = \frac{P_{CO} \cdot P_{H_2O}}{P_{CO_2} \cdot P_{H_2}} \quad (3.14)$$

kde p jsou parciální tlaky příslušných plynů (oxidu uhelnatého CO , vodní páry H_2O , oxidu uhličitého CO_2 a vodíku H_2).

Plynným cementováním lze dosáhnout řízeného procesu v povrchové vrstvě o předepsané koncentraci uhlíku a požadované hloubce cementační vrstvy. Kromě toho lze cementováním v plynném prostředí zkrátit pochod více než dvakrát [1,2,9].

3.4.2.1 Cementování ve vakuových pecích

Při cementování ve vakuových pecích se jako zdroj uhlíku používají pouze čisté uhlovodíky, kterými jsou nejčastěji metan nebo propan, případně uhlovodíky ve směsi s čistým dusíkem, který se přidává za účelem zvýšení objemu plynu v peci. Ohřev součástí na cementační teplotu se provádí ve vakuu 10 až 1 Pa. Po dobu výdrže na teplotě se do pece vhání cementační atmosféra. Zpětným evakuováním pecního prostoru se velmi přesně doba nauhličování přeruší. Cementační teplota se obvykle pohybuje okolo 1040 °C, přičemž se dosahuje velké rychlosti difúze a kratší doby sycení povrchu. V průběhu sycení je množství uhlovodíku velmi malé. Pro slabší nauhličující vrstvu je používána jen nauhličující perioda, pro vrstvu hrubší je proces nutno rozdělit na nauhličující a difúzní periodu. Rozdíl je ale v tom, že pec zůstává po nauhličení a evakuování po určitou dobu ohřátá na cementační teplotu. Proces cementování ve vakuových pecích je značně komplikovaný a způsobuje nerovnovážný chemický stav atmosféry v peci a nerovnoměrné rozložení atmosféry v pracovním prostoru vakuové pece [1,7].

3.4.3 Cementace v kapalném prostředí

K cementování v kapalném prostředí se používají roztavené lázně chloridových solí s přísadami kyanidů (KCN a NaCN), které jsou v lázni aktivními složkami. Při kalení do vody je třeba dbát na to, aby kalicí voda nepřicházela do styku s kyanidem. Součásti se musí proto před samotným kalením odmastit v alkalické lázni. Kyanidové lázně jsou značně toxické, proto byly vyvinuty cementační soli bez kyanidů, kde zdrojem uhlíku jsou Na_2CO_3 a SiC. Přestože, jak ukazuje obr. 3.9, je rychlost cementování v lázních ze všech uvedených prostředí největší, u nás se již v dnešní době nepoužívá [4,12].

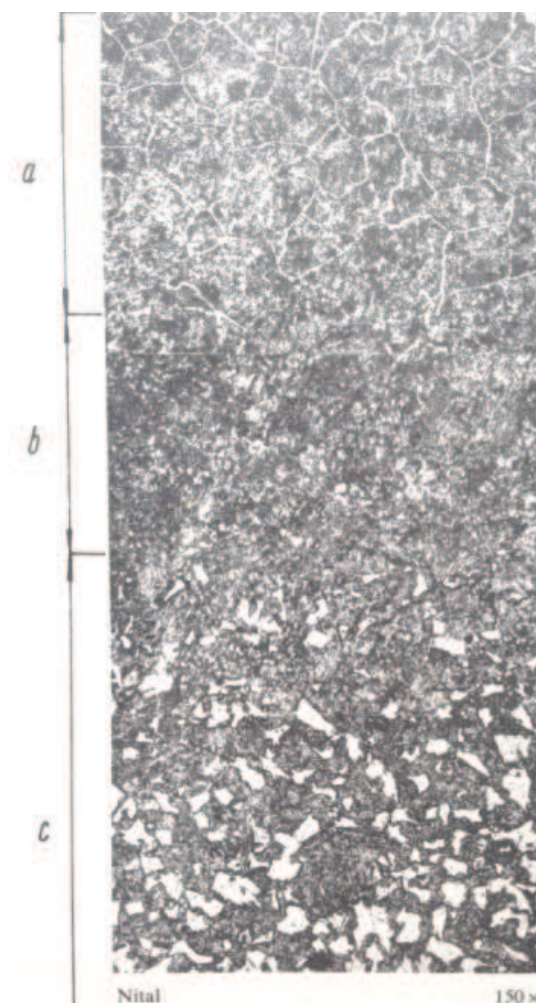
3.5 Struktura a vlastnosti vrstvy po nauhličení

Aby se dosáhlo vysoké tvrdosti na povrchu za zachování houževnatosti jádra, mají mít oceli pro cementování nízký obsah uhlíku obvykle 0,08 až 0,15 % C. Pro součásti s velkým příčným průřezem, nebo pro součásti, u nichž má být tvrdost jádra po konečném zpracování dostatečně vysoká (a to i na úkor určitého snížení houževnatosti), lze použít i oceli s vyšším obsahem uhlíku, s 0,20 až 0,25 % C. Aby cementovaná vrstva byla co nejstejnomořnější, musí být i ocel stejnorodá a čistá. Musí obsahovat co nejméně prvků nečistot, jimiž jsou síra a fosfor. Obsah manganu, který snižuje houževnatost jádra, nemá být větší než 1,4 %. Naopak nízký obsah manganu pod 0,2 % není žádoucí, protože může být známkou nedostatečně odkysličené oceli. Obsah uhlíku se v cementované vrstvě postupně zmenšuje [2].

Podle mikrostruktury lze nauhličenou vrstvu rozdělit na tři oblasti:

- Nadeutektoidní (cementit + perlit)
- Eutektoidní (perlit)
- Podeutektoidní (perlit + ferit)

Čím hlouběji je vrstva pod povrchem, tím více je ve vrstvě feritu. Volný cementit má v povrchové vrstvě jen malý vliv na tvrdost, zvětšuje však křehkost. Zvláště nežádoucí je ovšem cementit, který se vylučuje na hranicích zrn v podobě síťoví nebo tvaru jehlic. Velmi důležité je také pevné spojení mezi cementovanou povrchovou vrstvou a nenauhlíčeným jádrem. Je-li přechod mezi nauhličenou a nenauhlíčenou částí předmětu ostrý, nauhličená povrchová vrstva se může při následujícím kalení, následném broušení nebo při běžném používání součásti odloupnout. Odlupování vrstvy je tím snadnější, čím ostřeji se zmenšuje obsah uhlíku směrem k jádru obr. 3.10 [2,4].



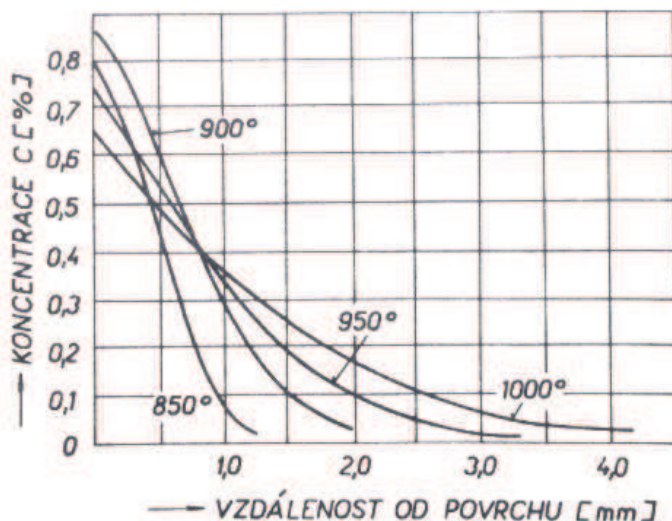
Obr. 3.10 Difúzní vrstva po nauhličení, a) pásmo nadeutektoidní, b) pásmo eutektoidní, c) pásmo podeutektoidní [4].

3.5.1 Hloubka nauhličení

Hloubka nauhličení je určena šířkou povrchového pásma, kde obsah uhlíku je podstatně vyšší než v jádře. Průběh nauhličení je dán křivkou, která určuje tloušťku nauhličení směrem od povrchu k jádru součásti a obsah uhlíku v jednotlivých místech vrstvy. Podle obr. 3.11 může být křivka plochá nebo strmá, což také do značné míry ovlivňuje vlastnosti nauhličené vrstvy. Značný pokles uhlíku od povrchu součásti směrem k jádru má značný vliv na vznik vnitřních napětí součástí [4].

Hloubka a tvrdost povrchové vrstvy se dá měřit několika způsoby:

- **Měřením tvrdosti**, kde je hloubka definovaná jako vzdálenost až po místo o určité, předem definované tvrdosti, nejčastěji podle Vickerse, (pro velmi tenké vrstvy podle Knoop)
- **Metalografickým určováním**, kde hloubka je předem dána pásmem nadeutektoidním, eutektoidním a polovinou pásmem podeutektoidním.
- **Chemický rozbor** je daleko přesnější, ale pracnější.
- **Lomová zkouška** je méně přesná, ale naopak velmi rychlá[4].



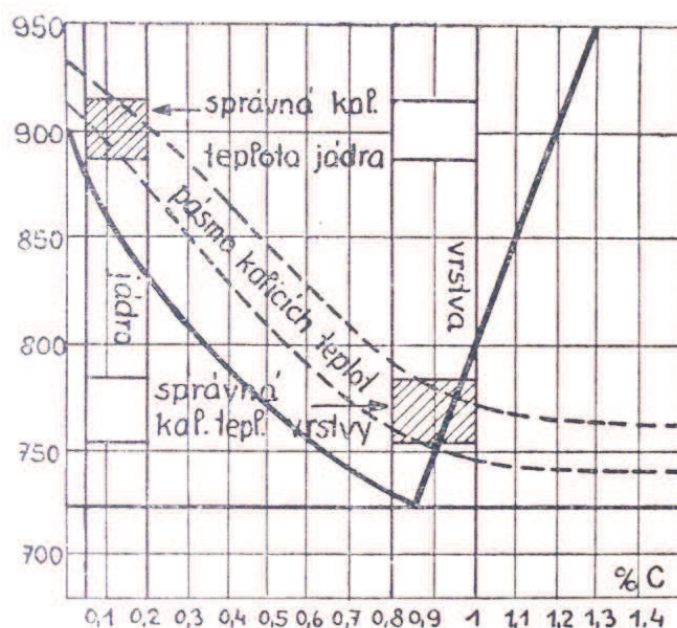
Obr. 3.11 Rozložení uhlíku v povrchové vrstvě oceli po cementaci v plynné atmosféře při různých teplotách [4].

3.6 Tepelné zpracování po cementaci

Jak již bylo řečeno, cementační teploty jsou značně vysoké a při dlouhém cementování se zrna austenitu značně zvětší, čímž se sníží vrubová houževnatost jádra. Takto vytvořenou strukturu lze zlepšit překrystalizací. Jádro cementované součásti většinou obsahuje do 0,2 % C, je třeba ocel po překrystalizaci ohřát na teplotu kolem 900 °C. Strukturu je možno zlepšit (regenerovat) také kalením, normalizováním nebo žiháním [1,2].

Rozdíl v chemickém složení povrchové vrstvy a v jádru součásti značně komplikuje provedení tepelného zpracování. Povrchová vrstva, která je charakterizována vysokým obsahem uhlíku (asi 1 %) má podstatně nižší kalící teplotu než jádro součásti s nižším obsahem uhlíku. Provedeme-li kalení z kalící teploty povrchové vrstvy, je jádro podkaleno

a v opačném případě, kalíme-li z kalicí teploty jádra, povrchová vrstva bude značně přehřátá. Jednotlivé pásma kalících teplot jsou uvedeny na obr. 3.12 [4,12].

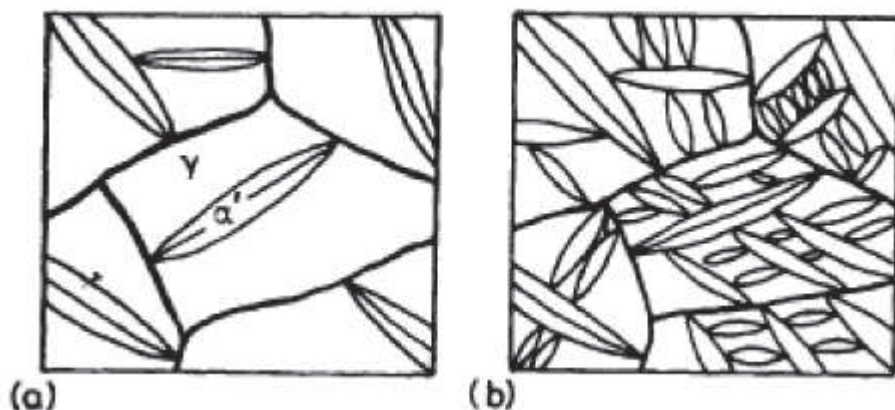


Obr. 3.12 Pásma kalících teplot pro dva způsoby kalení vrstva versus jádro podle chemického složení [12].

3.6.1 Kalení

Kalení patří mezi jeden z nejrozšířenějších způsobů tepelného zpracování oceli. Kalením se zpracovávají všechny součásti, u kterých se má teplem zpracováním zvýšit tvrdost a pevnost, nebo ty součásti, u kterých třeba dosáhnout kalením určitých fyzikálních, např. magnetických, nebo chemických vlastností [2].

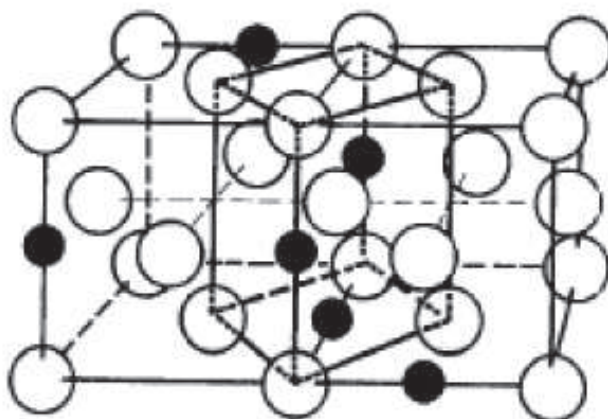
Správná volba kalicí teploty má obrovský vliv na budoucí kvalitu struktury. Nedosáhne-li se kalicí teploty v pásmu kalících teplot, jak je vidět na obr. 3.12, popřípadě výdrž na této teplotě bude krátká, nedojde k dostatečné homogenizaci austenitu. Naopak překročí-li se toto pásmo kalících teplot, nebo výdrž na kalicí teplotě bude dlouhá, struktura se projeví růstem austenitického zrna, z něhož se po ochlazení vytvoří hrubé martenzitické jehlice, jak je vidět na obr. 3.13, které jsou velmi křehké a zvýší se také podíl zbytkového austenitu. Výjimkou jsou oceli legované titanem, niobem nebo zirkoniem [1,4].



Obr. 3.13 Martenzitické desky a, b [13].

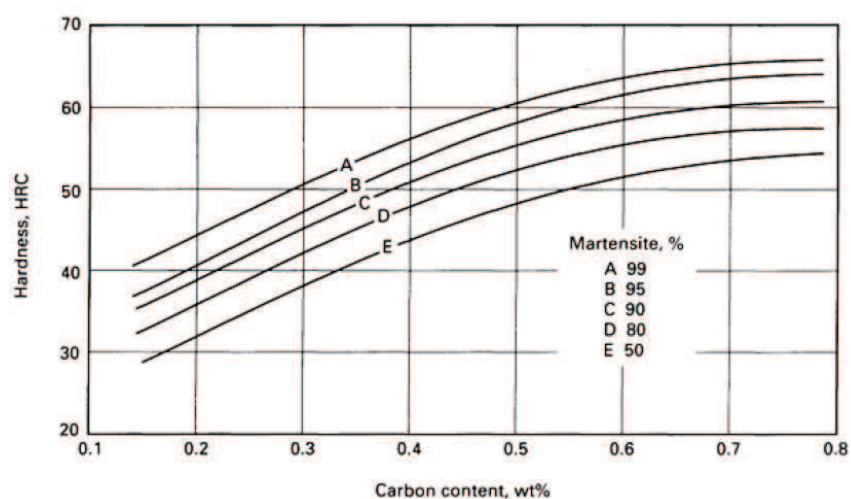
Součásti jsou nejčastěji kaleny proto, aby se dosáhlo martenzitické struktury, která má největší tvrdost. Kalicí teploty se volí 30 až 50 °C nad Ac_3 u pondeutektoidních ocelí a nad Ac_1 u většiny ocelí nadeutektoidních. U ocelí s vysoce stabilními karbidy se volí teploty podstatně vyšší. V samotném průběhu kalení musí být rychlost ochlazování v oblasti perlitického nosu dostatečně rychlá pro to, aby ve struktuře nevznikaly rovnovážné struktury jako ferit a perlit, a v oblasti M_s dostatečně pomalá proto, aby ve struktuře nevznikala příliš vysoká vnitřní pnutí a zároveň aby nedocházelo ke vzniku více než 50 % bainitické struktury ve středu průřezu [1,2,4].

Martenzitická přeměna probíhá za nízkých teplot při výrazném přechlazení austenitu, kdy difúze substitučních prvků, ale také difúze uhlíku již není možná, vzniká tzv. smykovým mechanismem. Produktem je martenzit, který se začíná tvořit při podchlazení na teplotu M_s , která se nazývá „martenzit „start“. Teplota M_f , nazývaná také jako „martenzit „finiš“ reprezentuje teplotu, pod kterou se již podíl martenzitu nezvyšuje. Martenzit je definován jako přesycený tuhý roztok uhlíku v železe α s krystalografickou mřížkou tetragonální prostorově centrovanou (martenzit α'). Přeměna může být uskutečněna jak v intersticiálních (C, N), tak v substitučních tuhých roztocích (Ni, Mn, Cr) a za vhodných podmínek i v čistém železe. Na obr. 3.14 je vidět jednoduchý model transformace $\gamma \rightarrow \alpha$ [4,13].



Obr. 3.14 Změna mřížky při martenzitické transformaci [13].

Na obr. 3.15 je vidět, jak je ovlivňována tvrdost vzniklého martenzitu v závislosti na obsahu uhlíku [8].



Obr. 3.15 Vztah mezi tvrdostí, obsahem uhlíku a množstvím martenzitu [8].

Mezi základní způsob kalení z cementační teploty, které lze použít při cementaci v plynném nebo kapalném prostředí, patří **přímé kalení**. Použití přímého kalení se používá na jednoduché a méně významné součásti. Co se týká ekonomického hlediska, je velmi výhodné, (odpadá potřebná energie pro ohřev na kalicí teplotu). Nevýhodou jsou ovšem vznikající deformace [7].

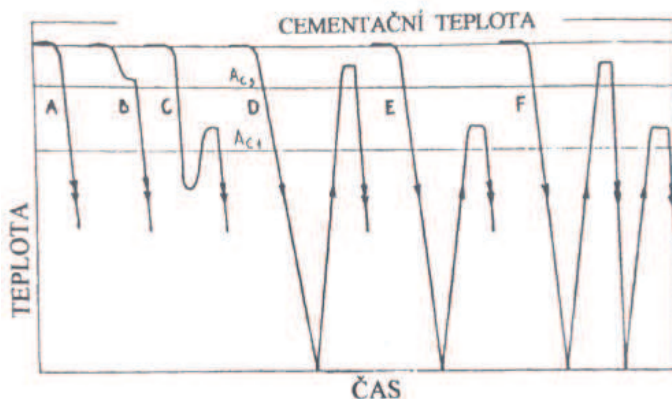
Kalením s přichlazením lze značně snížit vznik deformací, kdy součásti ochladíme z cementační teploty na teplotu těsně nad A_{c1} (zpravidla 750 až 780 °C) a z této teploty se provede kalení. Přichlazení již nevede ke zjemnění austenitických zrn [4].

Kalení s podchlazením je vhodné ke kalení běžných cementačních ocelí, které následuje po ochlazení z cementační teploty na teplotu okolo 600 °C. Překrystalizací při ochlazení pod A_1 a po následném ohřevu na kalící teplotu dostaneme strukturu se značně zjemněnými zrny. Kalení lze provádět dvěma způsoby, buď z teploty nad A_{c3} (kalení na jádro), nebo z teploty těsně nad A_{c1} (kalení na povrch), popřípadě z rozmezí teplot A_{c1} a A_{c3} (přibližně 840 °C) [9].

Dvojitě kalení lze provádět dvěma způsoby. Prvním kalením z kalící teploty jádra lze dosáhnout zjemnění zrna a odstranit přebytně vyloučený volný cementit. Kalení lze provádět jak do vody, tak do oleje. U druhého způsobu se kalení provádí z kalící teploty povrchové vrstvy ihned po kalení prvním. Výdrž na teplotě je již krátká, tím nedojde ke zhrubnutí zrna. Dvojitě kalení je časově a energeticky náročné, někdy dokonce způsobuje značnou deformaci součástí [4].

Termální kalení se využívá u legovaných ocelí, které mají inkubační dobu pro vznik bainitu značně delší. Tento druh kalení lze uplatnit také u součástí z uhlíkové nebo nízkolegované oceli. Výsledná struktura je martenzitická, s minimální úrovní vnitřního pnutí. Kalení spočívá v rychlém ochlazení součásti v lázni o teplotě o něco málo vyšší, než je M_s . Když dojde po setrvání na této teplotě k vyrovnání teplot mezi povrchem a jádrem, součást z lázně je vyjmuta a dochlazení probíhá volně na vzduchu [1].

Jednotlivé způsoby kalení lze vidět na obr. 3.16. Správně zvolená volba kalení by měla být respektována zvoleným typem cementační oceli, použitou technologií nauhličování a úrovní provozního namáhání cementované součásti [9].



Obr. 3.16 Schematické znázornění způsobu kalení po nauhličení.

- a) přímé z cementační teploty, b) s přichlazením, c) s podchlazením, d) na jádro, e) na vrstvu, f) dvojitě kalení [3].

3.6.2 Popouštění

Po provedeném kalení se cementované součásti popouštějí na nízké teploty. Popouštěcí teplota se volí nejčastěji v rozmezí teplot 150-170 °C. Tvrdost cementované vrstvy po tepelném zpracování v závislosti na podmínkách kalení, na složení oceli a na způsobu cementování se pohybuje obvykle v rozmezí 58 až 62 HRC [2].

3.7 Oceli vhodné k cementování

Oceli vhodné k cementování udává platná norma ČSN EN 10084. Vyznačují se relativně nízkým obsahem uhlíku a jsou určeny k povrchovému nauhličení, popřípadě ke karbonitraci s následným kalením. Obvykle se jedná o oceli s obsahem uhlíku v rozsahu 0,15 až 0,25 %, které neobsahují větší množství legujících prvků, které by bránily difúzi uhlíku. Tyto oceli jsou schopny dosáhnout maximální úrovně houževnatosti jádra. Další vlastnosti, mezi které patří zvýšení úrovně houževnatosti a zvýšení pevnostních charakteristik cementační vrstvy, zaručuje používání nízkouhlíkových slitinových ocelí. U ocelí k cementování je normou EN 10103 předepsána velikost austenitického zrna od 5 do 8. Celkem je normováno 35 značek ocelí, které se rozděluji podle chemického složení do následujících kategorií:

- Oceli nelegované ušlechtilé
- Chromové oceli
- Chrommanganové oceli
- Chrommolybdenové oceli
- Chromniklové oceli
- Chrom-molybden-niklové oceli

Mezi nejčastěji používané jsou oceli uhlíkové, mezi které se řadí oceli tř. 12 (např. 12010, 12020, 12023, 12024). Pevnost jádra je u těchto typů ocelí daná obsahem uhlíku a rozměrem zpracované součásti. Jako kalicí medium je nejčastěji používaná voda, a to z důvodu malé prokalitelnosti těchto ocelí. (pouze součásti menších rozměrů lze kalit do oleje). Velmi využívané pro cementaci jsou také niklové oceli. Tento druh oceli je náchylný ke vzniku silně nadeutektoidní vrstvy na povrchu součásti a při vyšších teplotách dochází také ke zhrubnutí struktury. Nikl způsobuje zvýšení obsahu zbytkového austenitu, který snižuje tvrdost struktury. Pro oceli legované na bázi Cr – Ni je charakteristická náchylnost ke vzniku silné nadeutektoidní povrchové vrstvy, především u ocelí s vyšším obsahem chromu. Výhodou chromniklových ocelí je jejich výborná prokalitelnost,

což umožňuje dosáhnout i při velmi nízkém obsahu uhlíku vysoké pevnosti jádra. Velmi dobře se cementují také oceli chrómmanganové, vynikají dobrými mechanickými vlastnostmi a jsou velmi dobře prokalitelné. Mangan v cementační oceli nemá vliv na nauhličování, ale při vyšším obsahu nad 1 % zvyšuje nebezpečí hrubnutí zrna oceli za vysokých cementačních teplot [4,5,14,16].

K chemickému složení se nepočítají jen hlavní prvky, jejichž obsah se záměrně řídí, ale především také prvky **doprovodné**, které se do oceli dostávají z použitého odpadu. K těmto prvkům patří jak prvky legující (Cr, Ni, Mo), tak i prvky, které se do oceli nepřidávají (Cu, Sn) [14].

Dále se mohou vyskytovat prvky **stopové**, mezi které patří například síra, která v množství, v jakém se v oceli vyskytuje, nemá podstatný vliv na tvorbu vrstvy, zhoršuje však vlastnosti zakalené vrstvy i vlastnosti jádra. Totéž platí pro fosfor [14].

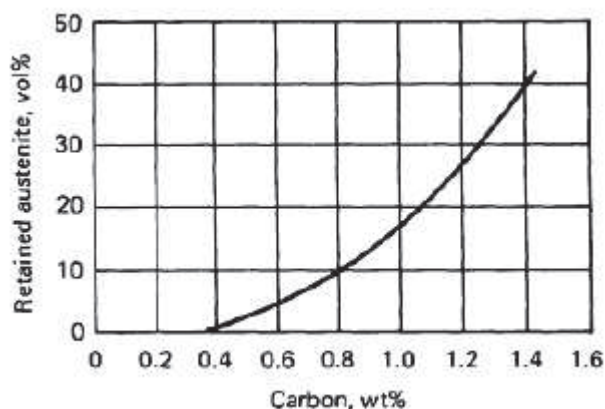
4 CHARAKTERISTICKÉ VADY V CEMENTOVANÝCH VRSTVÁCH OZUBENÝCH KOL

Příčina častých vad v cementované vrstvě ozubených kol vede ke sporům mezi kalírnou a samotnou výrobou, kde finální operací bývá zpravidla broušení zubů. Při broušení nacementovaných součástí je velké riziko vzniku povrchových síťovitých trhlin, které jsou popsány v experimentální části, a které mohou být možnou příčinou pozdějších lomů únavou nebo rázem. Ne všechny vady způsobuje pouze broušení. Mnoho problémů vzniká při samotném procesu cementace. Mezi dvě základní „závady“ můžeme zařadit: [12].

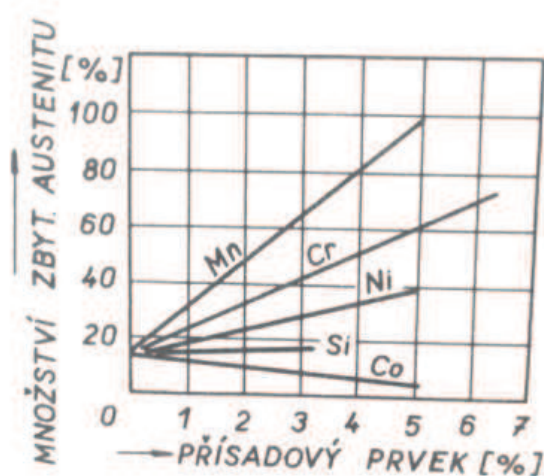
- Nedostatečná tvrdost
- Strukturní vady

Nedostatečná tvrdost je zjistitelná ihned po tepelném zpracování při kontrole, tudíž může být ihned opravena. Příčin těchto problémů s nedostatečnou tvrdostí je hned několik. Jedním z důvodů může být nedodržení předepsaného a zkouškami ověřeného postupu při cementaci. Důležitou roli hraje délka procesu a vhodné složení cementačního plynu. Dalším důležitým dějem, který vede ke ztrátě mechanických vlastností povrchu je oduhličení, což je ochuzení povrchové vrstvy o uhlík. Mezi hlavní plyny, které způsobují oduhličení patří: $\text{H}_2\text{O}_{(\text{g})}$, oxid uhličitý CO_2 , vodík H_2 a kyslík O_2 . Naopak mezi plyny způsobující nauhličení a tím zvýšení koncentrace uhlíku v povrchových vrstvách patří: oxid uhelnatý CO a metan CH_4 [1,14,19].

Typickým nedostatkem cementovaných vrstev může být také **zbytkový austenit**. Velké množství zbytkového austenitu v zakalené součásti v závislosti na složení oceli a na podmínkách jejího zpracování snižuje vlastnosti oceli. Zbytkový austenit zabraňuje struktuře dosáhnout nejvyšší tvrdosti, odolnosti proti opotřebení a dobrých magnetických vlastností. V podstatě přítomnost zbytkového austenitu po kalení do lázně o pokojové teplotě závisí na teplotním rozsahu martenzitické oblasti, zejména však výšce konce teploty M_f , dále na možnosti stabilizace austenitu a v neposlední řadě také na velikosti austenitického zrna. Proto také, jak je vidět z obr. 4.1, uhlík do značné míry ovlivňuje množství zbytkového austenitu. Velký podíl na obsah zbytkového austenitu mají také přísadové prvky, což je patrné z obr. 4.2 [2,4].



Obr. 4.1 Vliv obsahu uhlíku v oceli na obsah zbytkového austenitu [8].



Obr. 4.2 Vliv přísadových prvků na podíl zbytkového austenitu v oceli s 1% C [4].

Zpravidla existují dva možné způsoby, jak snížit množství zbytkového austenitu.

- Mezižihání
- Kalení při teplotách pod bodem mrazu

Mezižihání se volí při dvojitém kalení. Výskyt vysokého obsahu zbytkového austenitu se objevuje zpravidla při vydatném nauhličení a kalení z příliš vysoké teploty, což se děje nejčastěji u tlustých vrstev při dvojitém kalení, kdy je používáno první vysoké teploty k zakalení jádra a přehřejeme vrstvu, nebo při kalení jednoduchém, kdy volíme takovou kalicí teplotu, aby byla kompromisem mezi kalicí teplotou jádra a vrstvy. U nitrocementovaných součástí, je dusík sám složkou, která stabilizuje austenit. Z tohoto důvodu se u ocelí choulostivých na vznik zbytkového austenitu zařazuje mezižihání před kalením vrstvy.

Mezižihání se provádí po prvním kalení při teplotě nanejvýš 630 °C, (u oceli obsahující větší množství niklu raději do 580 °C), a to nejméně 2 hodiny. Po mezižihání se musí zpravidla použít co nejnižší kalící teploty nad A_{c1} , aby znovu nedocházelo ke vzniku většího množství zbytkového austenitu [14].

Kalení při teplotách pod bodem mrazu „mražení“. Teplota chladicího prostředí, která je schopna zaručit úplnou přeměnu zbytkového austenitu, závisí na chemickém složení oceli. Zpravidla lze použít dva druhy chladicích lázní.

- Směs tuhé kyseliny uhličité (suchý led) a denaturovaného lihu (-78,5 °C)
- Kapalný kyslík (-183 °C) [2].

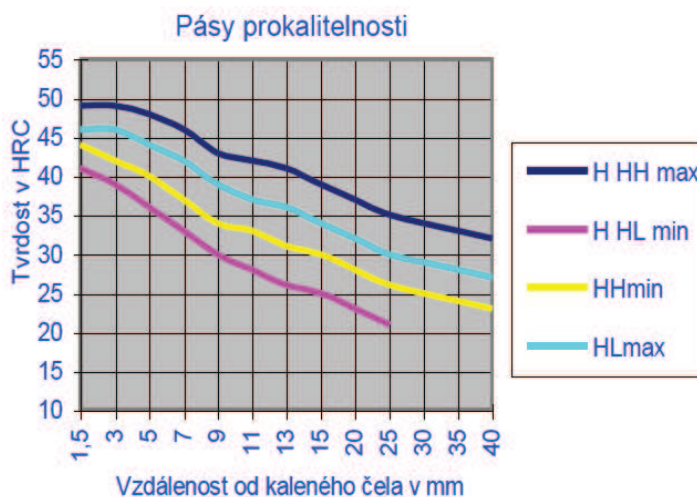
U většiny používaných součástí, které vykazují po zakalení značné množství zbytkového austenitu, bývá teplota 80 až 90 °C pod bodem mrazu. Stupeň rozpadu zbytkového austenitu závisí na délce doby mezi zakalením a následným ochlazením v prostředí o teplotě hluboko pod nulou. Výrazně nižší teplota neurychluje rozpad austenitu, naopak při ní mohou vznikat dodatečná vnitřní pnutí. Nižší teploty než – 80 až 90 °C již nepřinášejí technické výhody. Podmínkou úspěšného podchlazení, a tím zaručené snížení obsahu zbytkového austenitu je to, aby se k němu přistoupilo ihned po kalení, aby zbytkový austenit neměl prostor k stabilizaci. Samotné podchlazení by mělo trvat 2 hodiny. Při výchozí tvrdosti 55 HRC se dosáhne zvýšení o 5 až 7 HRC. Takto podchlazená součást by měla také projít procesem popouštění, protože martenzit vzniklý rozpadem je tetragonální a popouštěním se sníží vnitřní napětí [2,14]

5 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST - ÚVOD

Předmětem experimentální části bylo posouzení příčin vzniku vad v cementovaných vrstvách ozubených kol. Trhliny byly nalezeny až na finálním výrobku, tzn. po provedeném tepelném zpracování i broušení ozubených kol, avšak před jejich vlastním použitím. Z celé zakázky bylo náhodně vybráno několik ozubených kol k podrobnější analýze. Celkem bylo připraveno 8 ks vzorků zubů, které byly za studena zality pryskyřicí a poté následně přebroušeny na brusných papírech zrnitosti 220 až 1200 a poté vyleštěny, resp. následně leptány ve 2 % Nitalu. Vzorky byly rozděleny do dvou sérií Q4-1 až Q4-4 (série Q4) a Q5-1 až Q5-4 (série Q5).

5.1 Popis materiálu

Ocel ČSN 14221 (DIN 1.7147, 20 MnCr5) patří mezi základní ušlechtilé konstrukční mangan-chromové oceli vhodné k cementování. Ocel lze prokalit zhruba do hloubky 40 mm, viz obr. 5.1. Oceli jsou vhodné pro rozměrnější součásti, u nichž se požaduje větší prokalitelnost a lepší houževnatost v jádře. Lze je použít pro středně namáhané strojní součásti, mezi které řadíme např. ozubená kola, hřídele, čepy, pastorky atd. Ocel je vhodná i ke tváření za studena a vzhledem na obsah síry 0,020 až 0,040 hm. % vykazuje dobrou obrobitelnost [12,16].



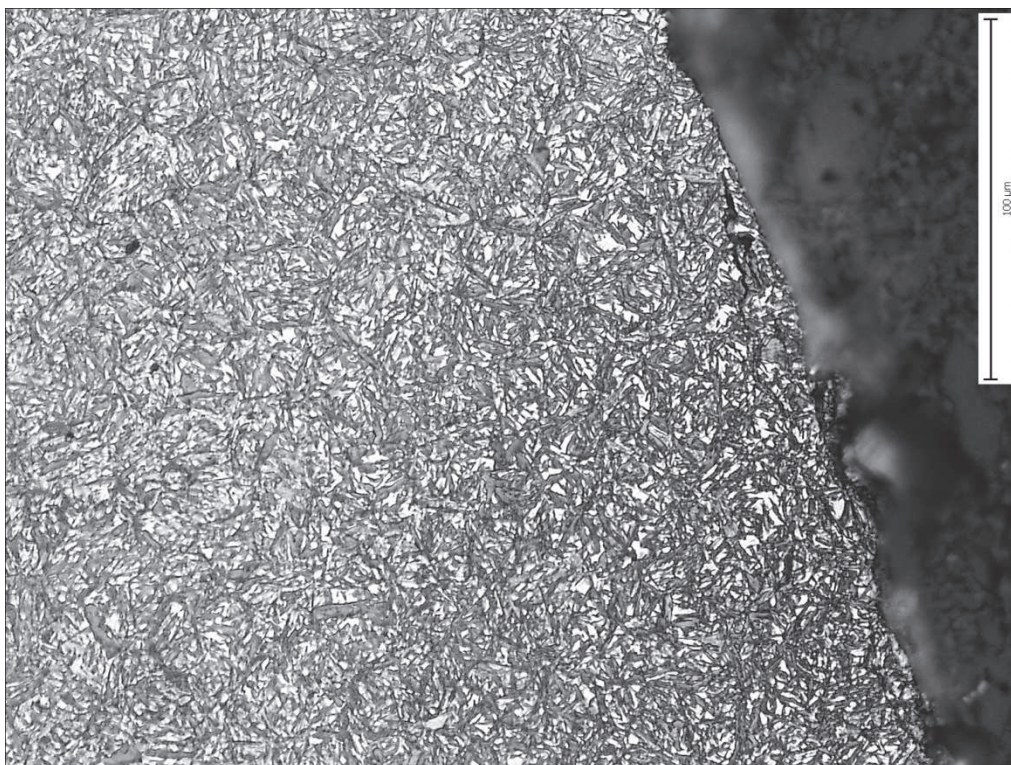
Obr. 5.1 Pásy prokalitelnosti oceli 20MnCr5 [16].

5.2 Analýza vzorků

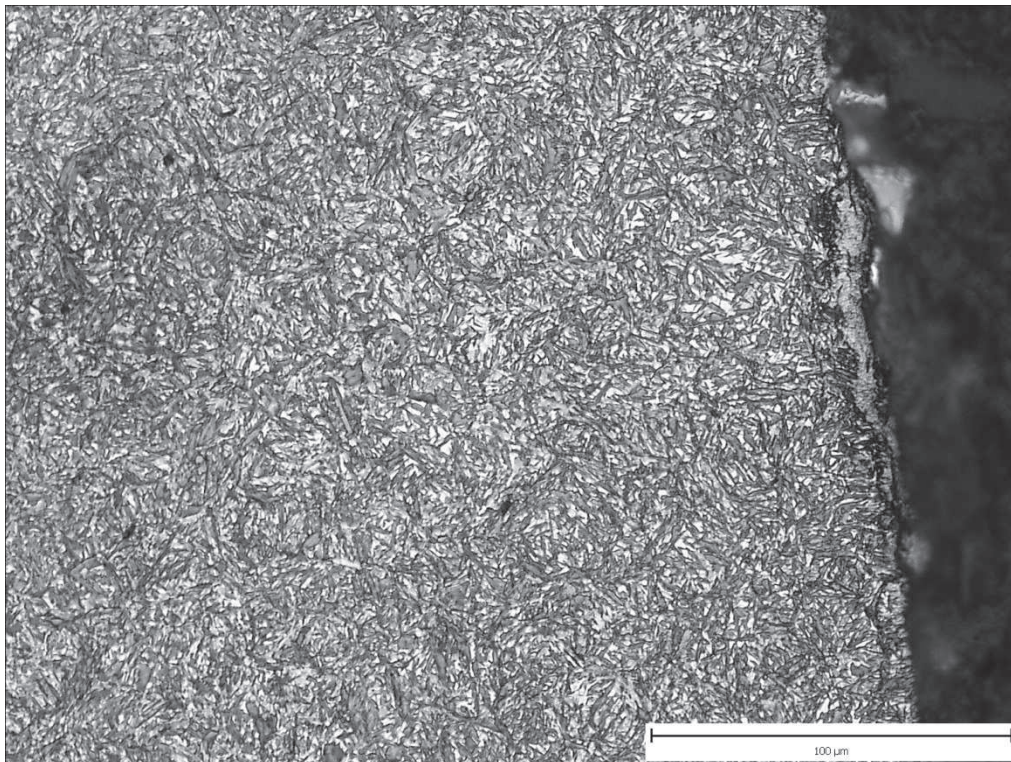
5.2.1 Analýza vzorků série Q4

U vzorků série Q4 byly ojediněle nalezeny velmi jemné trhlinky převážně rovnoběžné s povrchem na bočních plochách zubů u vzorku Q4-1. Trhlinky se vyskytovaly jak v obvyklé struktuře cementované vrstvy (obr. 5.2), tak ve struktuře, která se po naleptání jevila jako odlišná, světlejší, obtížněji leptatelná. Je pravděpodobné, že zde došlo v důsledku velmi intenzivního, rychlého a přitom krátkodobého zahřátí povrchu ke vzniku austenitu a následně pak ke vzniku nového nepopuštěného martenzitu (obr. 5.3). Na pásmo nového nepopuštěného martenzitu, které bylo velmi úzké (na obr. 5.3 dosahuje tl. cca 10 μm), navazovalo pásmo martenzitu vzniklého při kalení po cementaci, u něhož došlo v důsledku výše popsání zahřátí povrchu k popuštění na vyšší teploty, než odpovídá popuštění po cementaci. Tento výše popuštěný martenzit sahá na obr. 5.3 do hloubky cca 10 μm od rozhraní s novým nepopuštěným martenzitem. Trhlinky, resp. ovlivnění povrchu ohřevem, byly na bocích zubů pozorovány jen v malé míře.

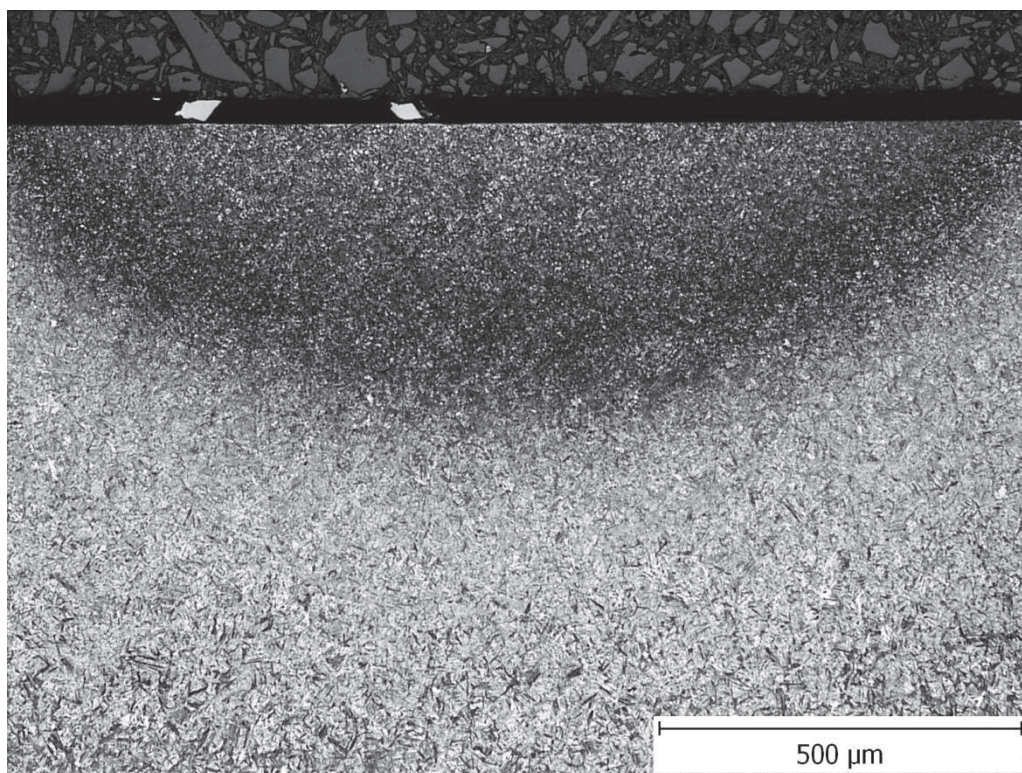
U všech vzorků série Q4 byly nejvýznamnější změny struktury pod povrchem, resp. trhlinky, pozorovány v patách zubů (obr. 5.4-5.8, 5.11, 5.12). I zde byly oblasti, u nichž pravděpodobně došlo ke krátkodobému ohřevu na tak vysoké teploty, že zde vznikl austenit, který pak transformoval na martenzit. Pásmo nově vzniklého martenzitu sahalo nejhlouběji u vzorku Q4-2, kde byl také pozorován výskyt drobných trhlinek rovnoběžných s povrchem zubu (obr. 5.6-5.8). Trhlinky sahaly do hloubky cca 20 μm . Pod oblastí martenzitu vzniklého v důsledku krátkodobého ohřevu byla i zde pozorována oblast, v níž došlo k popuštění martenzitu, který vznikl standardním tepelným zpracováním. Oblast martenzitu vzniklého již při kalení po cementaci a popuštěného na vyšší teploty sahala do hloubky cca 0,4 – 0,6 mm. Malá lokální ovlivnění struktury byla pozorována i na bočních plochách zubů, s výjimkou oblastí dokumentovaných na obr. 5.2 a 5.3 se zde však nevyskytovaly trhlinky – příklad je uveden pro vzorek Q4-3 na obr. 5.9 a 5.10.



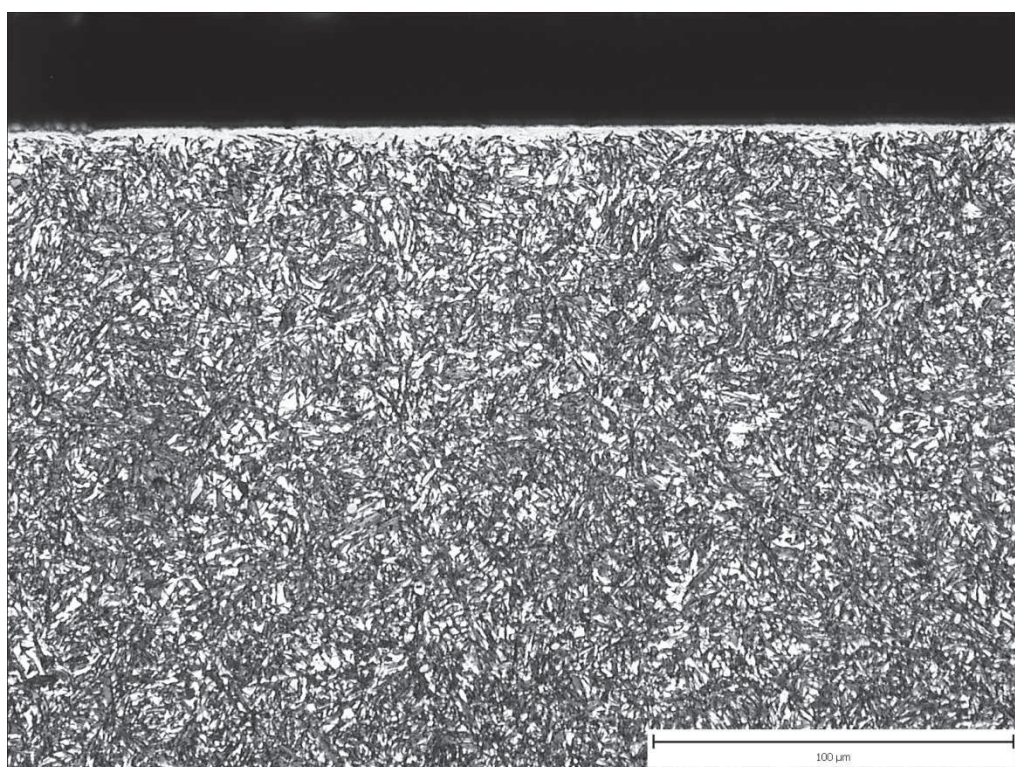
Obr. 5.2 Vzorek Q4-1 trhlíčky na bočním povrchu zubu



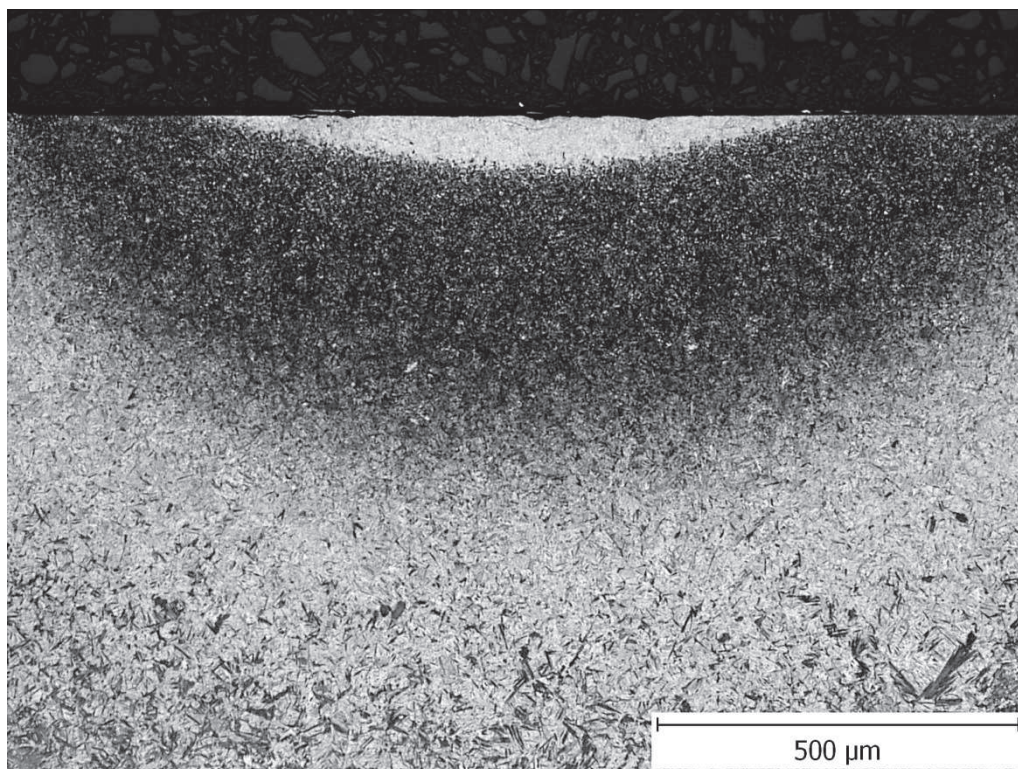
Obr. 5.3 Vzorek Q4-1 trhlíčky ve vrstvě pravděpodobně tepelně ovlivněné na bočním povrchu zubu



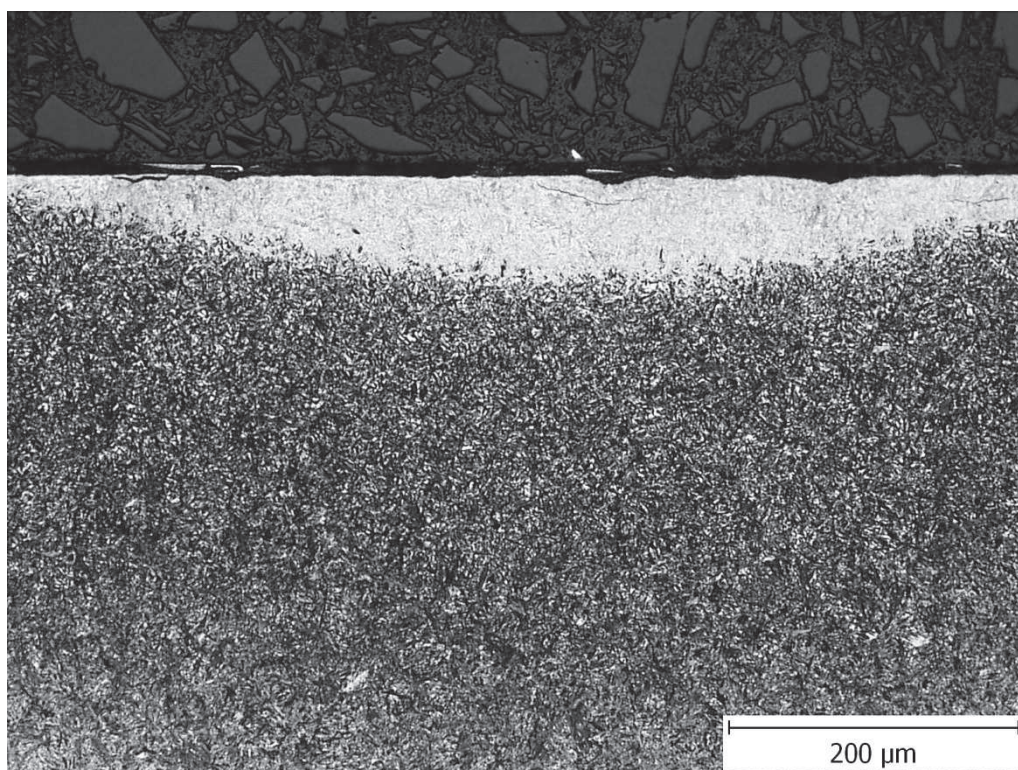
Obr. 5.4 Vzorek Q4-1 tepelně ovlivněná vrstva v patě zubu



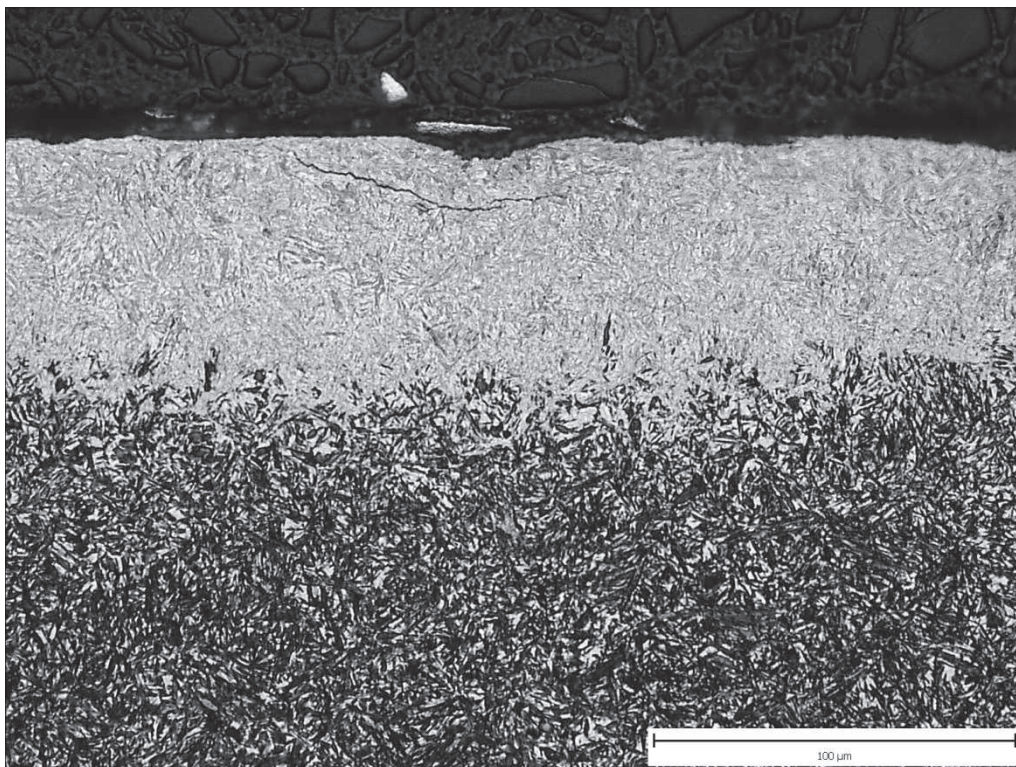
Obr. 5.5 Vzorek Q4-1 tepelně ovlivněná vrstva v patě zubu – detail



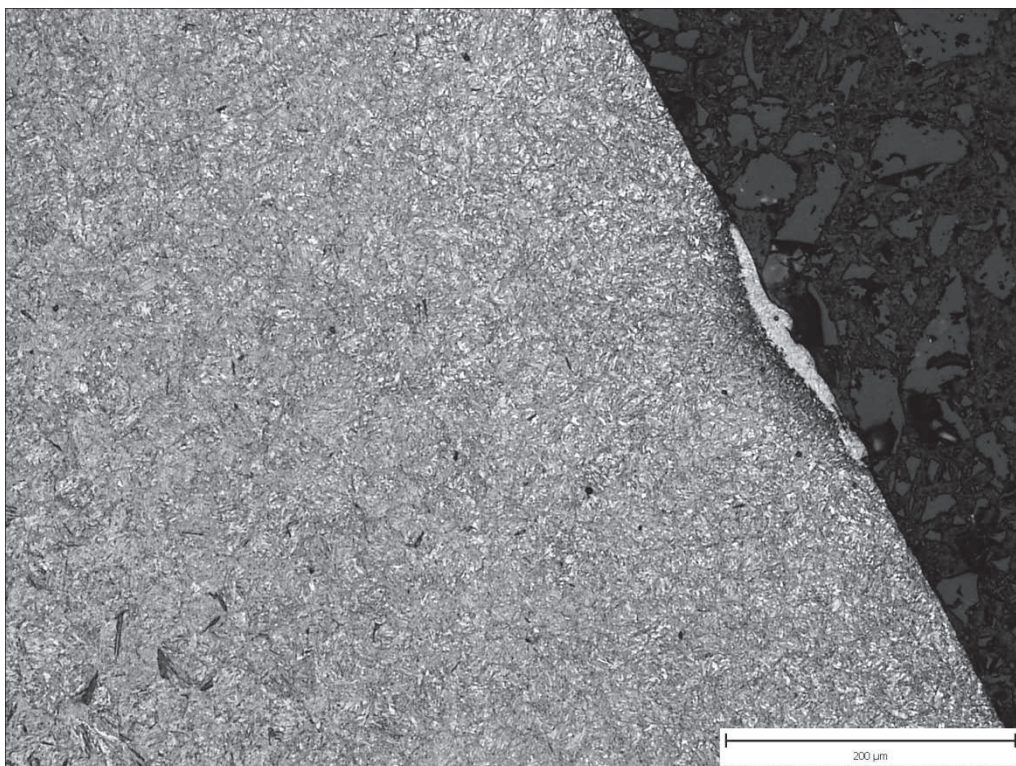
Obr. 5.6 Vzorek Q4-2 tepelně ovlivněná vrstva v patě zubu s trhlinkami



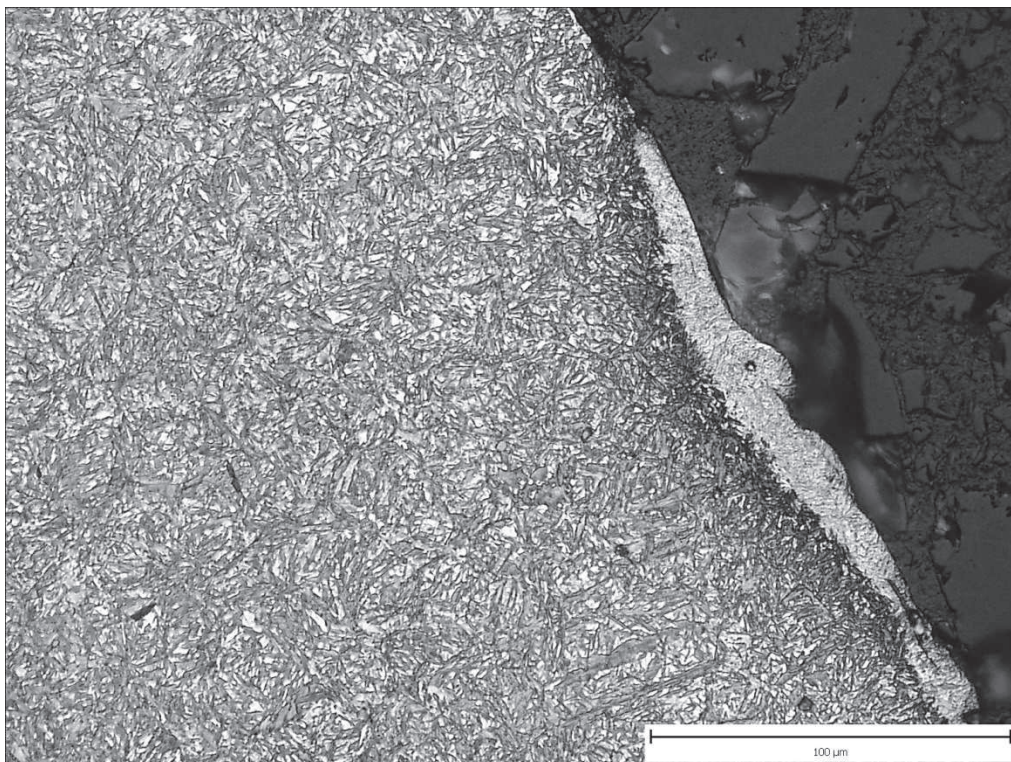
Obr. 5.7 Vzorek Q4-2 tepelně ovlivněná vrstva v patě zubu s trhlinkami – detail



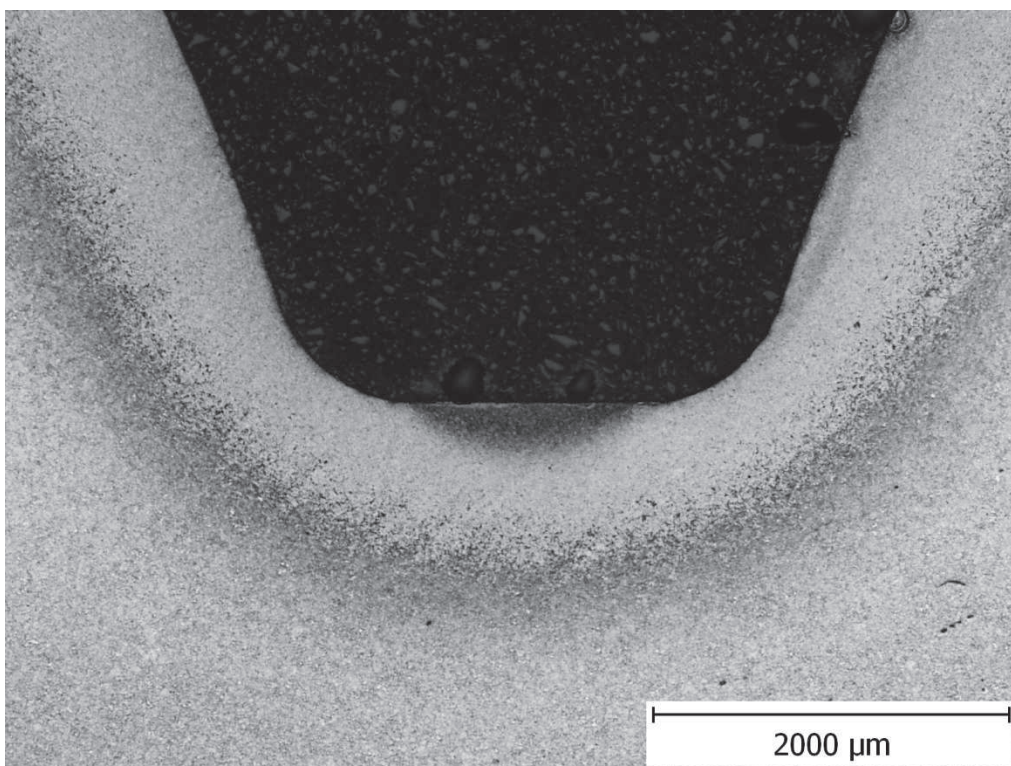
Obr. 5.8 Vzorek Q4-2 tepelně ovlivněná vrstva v patě zubu s trhlinkami – detail



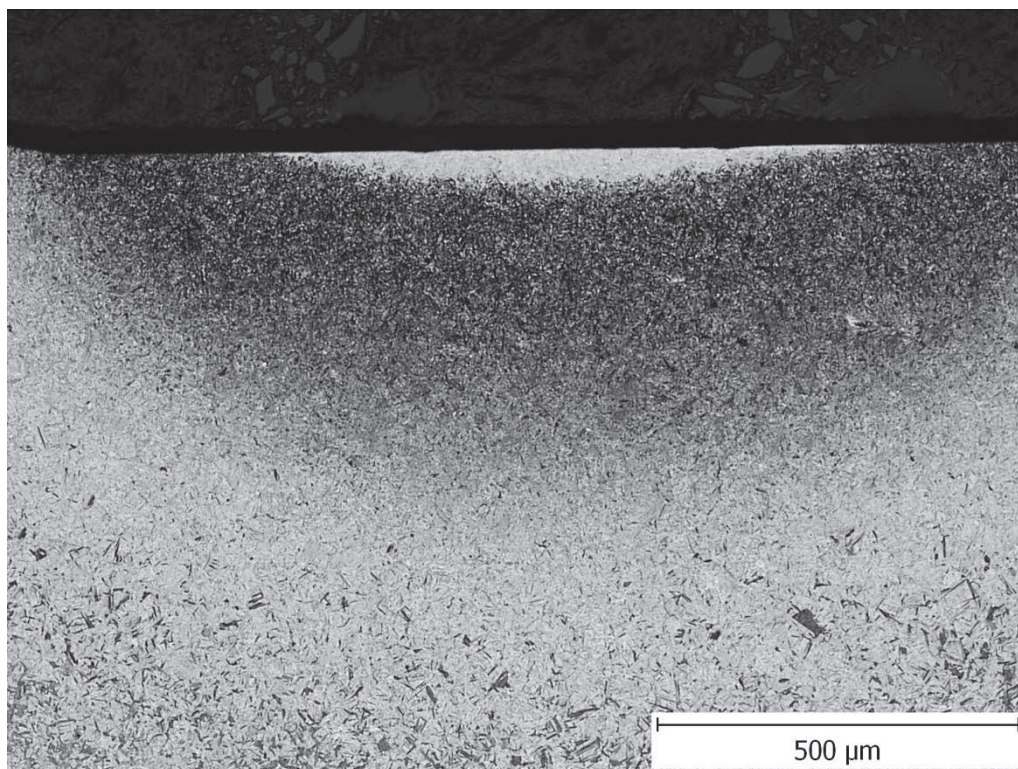
Obr. 5.9 Vzorek Q4-3 tepelné ovlivnění povrchu boční části zubu



Obr. 5.10 Vzorek Q4-3 tepelné ovlivnění povrchu boční části zubu – detail



Obr. 5.11 Vzorek Q4-3 tepelné ovlivnění v patě zubu

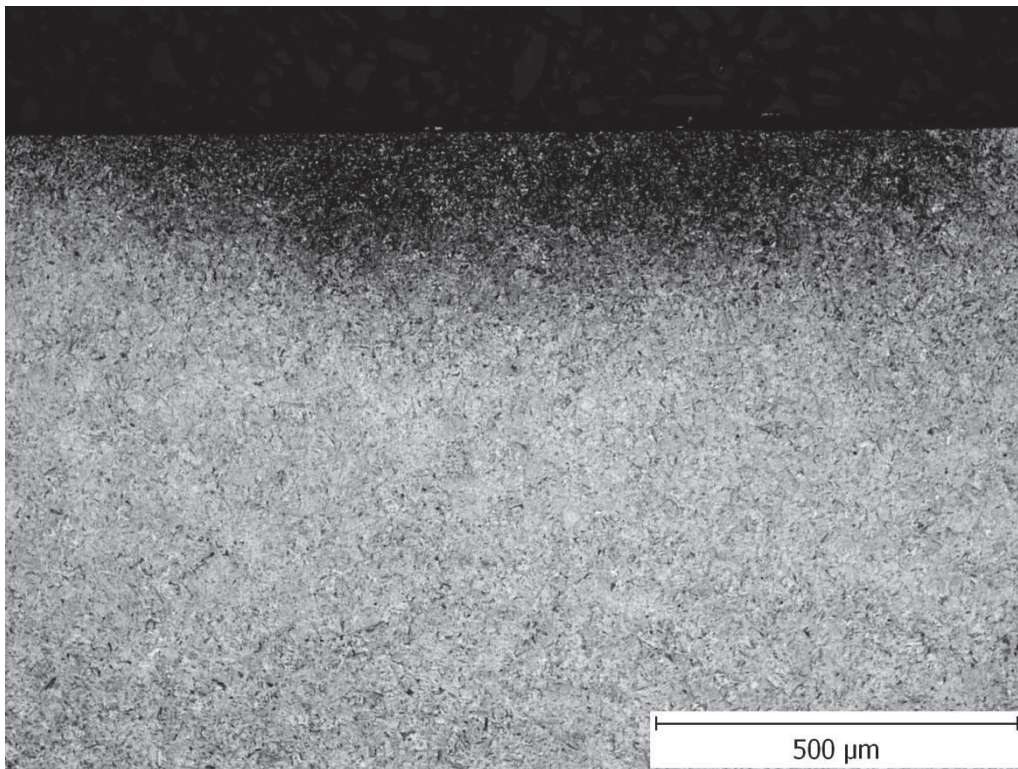


Obr. 5.12 Vzorek Q4-4 tepelné ovlivnění v patě zubu

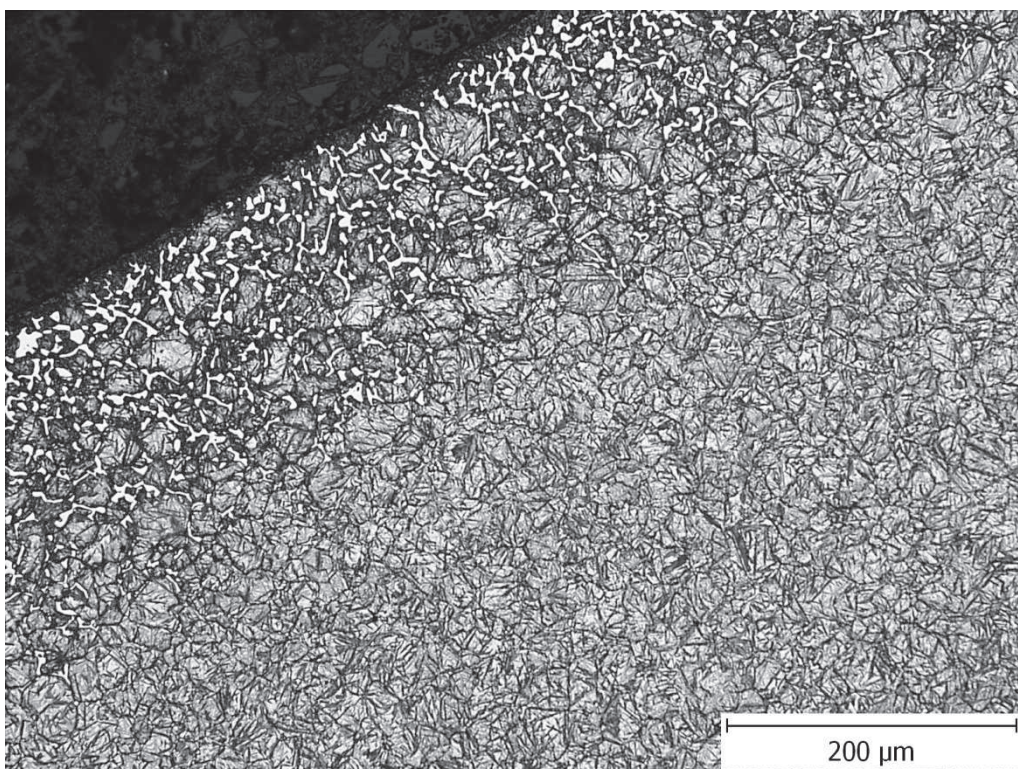
5.2.2 Analýza vzorků série Q5

U vzorků série Q5 nebyly na provedených výbrusech nalezeny žádné trhliny. Ovlivnění struktury v důsledku intenzivního krátkodobého ohřevu povrchu však pozorováno bylo, ale na rozdíl od předchozí série výhradně v patách zubů. Na rozdíl od vzorků série Q4 nebyl u vzorků série Q5 pozorován nově vzniklý nepopuštěný martenzit. Tepelné ovlivnění se projevilo jen výše teplotním popuštěním martenzitu, který vznikl již při kalení po cementaci. Výše popuštěný martenzit sahal do hloubky max. 0,35 mm.

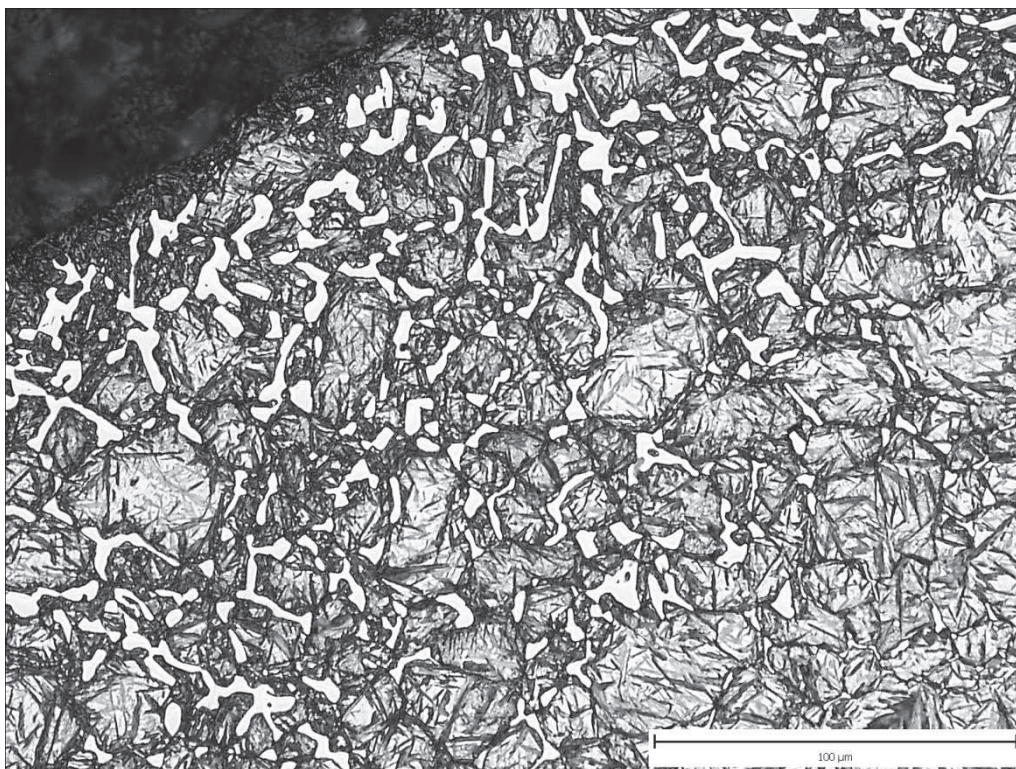
U vzorků série Q5 byla mimo výše pozorované vady pozorována defektní mikrostruktura v oblastech hlav zubů, kde byl ve struktuře nalezen ve větším množství cementit (obr. 5.14 a 5.15). Pásmo s vyšším obsahem cementitu sahalo do hl. cca 0,2 mm pod povrchem. Sít'ový cementitu se vyskytovalo i na bočních plochách zubů přiléhajících k hlavám. Toto sít'ové bylo pozorováno do vzdálenosti cca 1,2 mm od hlav zubů. Charakter sít'ového cementitu je dokumentován na obr. 5.16 až 5.18. Odhad plošného podílu cementitu v hlavách zubů byl proveden bodovou metodou s využitím mřížky, uvedené na obr. 5.19. Body, které padly do cementitu jsou zakroužkovány. Na základě odhadu lze konstatovat, že pod povrchem hlav zubů bylo v oceli cca 15 % cementitu (plošný podíl). Vzhledem k tomu, že hustota cementitu je jen o málo nižší než hustota oceli ($\rho_{\text{cementitu}} = 7,64 \text{ kg/dm}^3$; $\rho_{\text{oceli}} = 7,8 \text{ kg/dm}^3$) lze z plošného podílu cementitu pod povrchem odhadnout obsah uhlíku. Pro plošný podíl cementitu cca 15 % vychází cca 1,6 hm. % uhlíku v podpovrchové vrstvě oceli. Uvedený odhad lze považovat jen za velmi hrubý, je ale pravděpodobné, že v daném případě došlo při cementaci k překročení optimálního obsahu uhlíku v cementované vrstvě v oblastech hlav zubů.



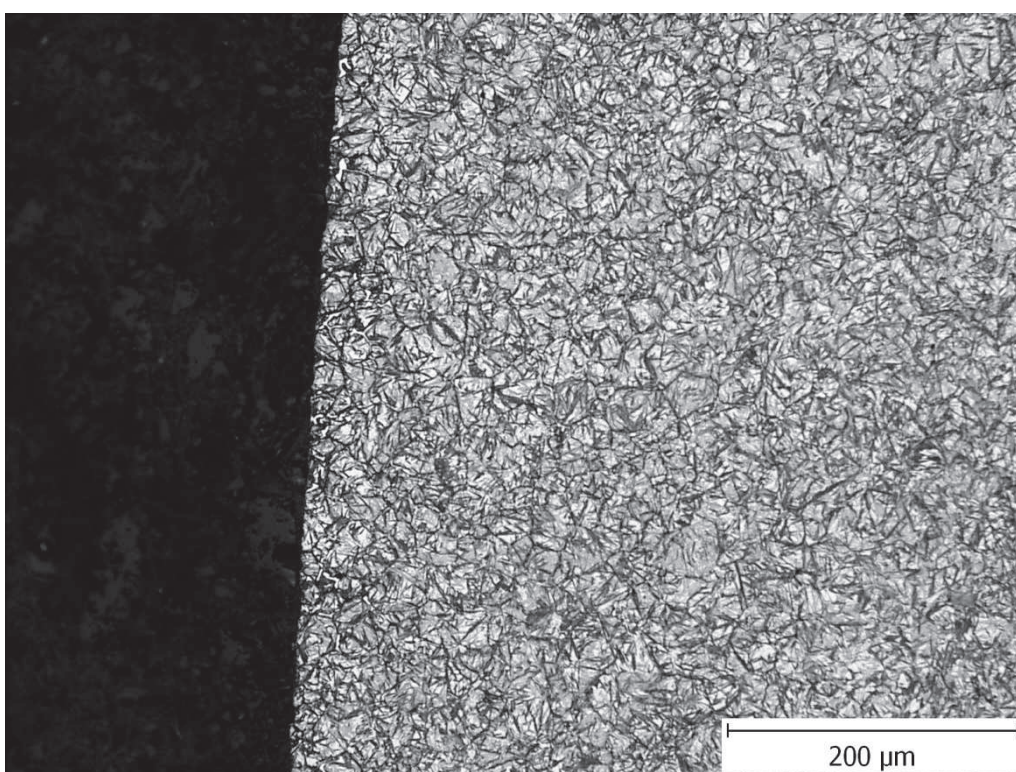
Obr. 5.13 Vzorek Q5-4 tepelné ovlivnění v patě zubu



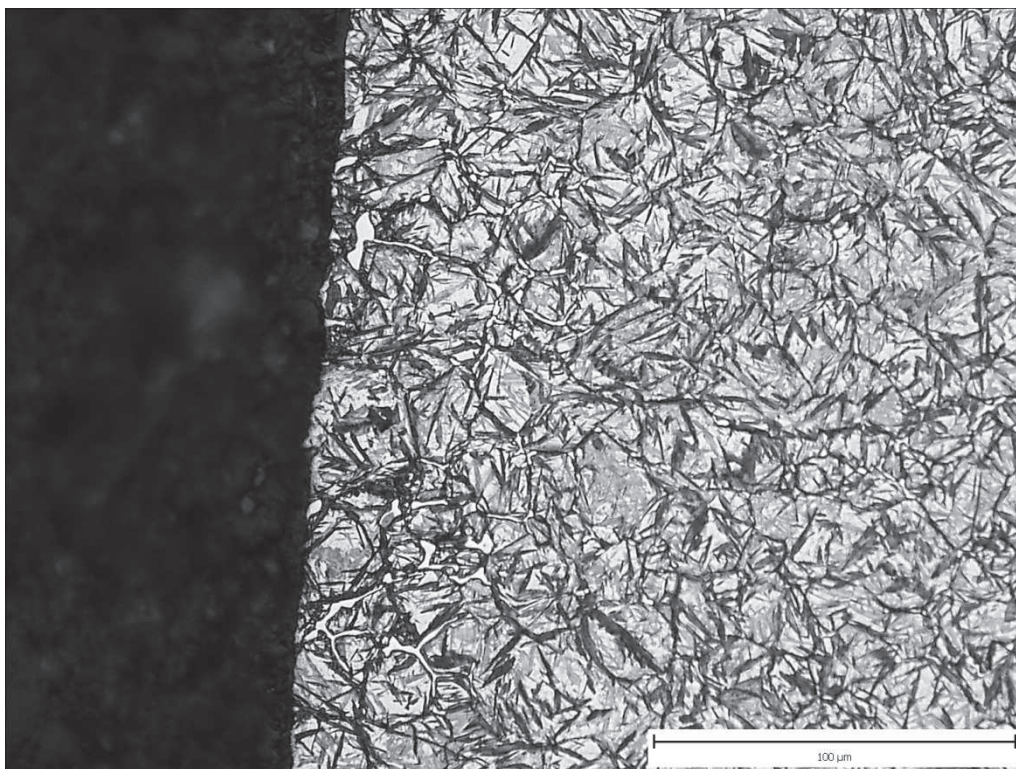
Obr. 5.14 Vzorek Q5-1 cementit pod povrchem v hlavě zubu



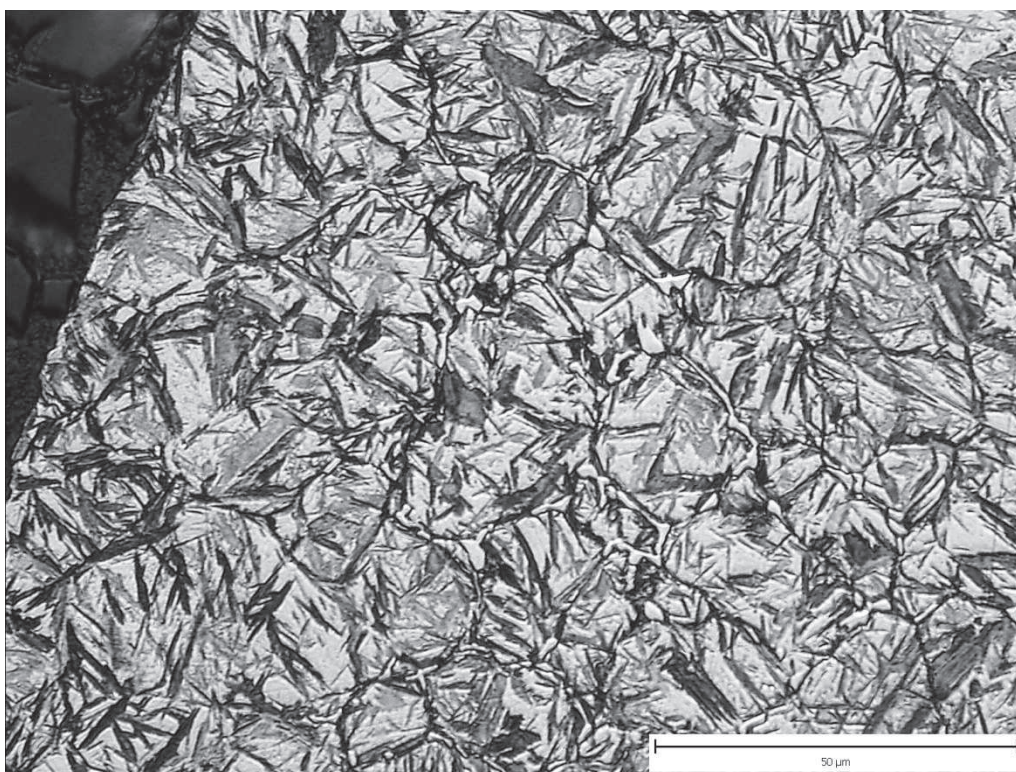
Obr. 5.15 Vzorek Q5-1 cementit pod povrchem v hlavě zubu – detail



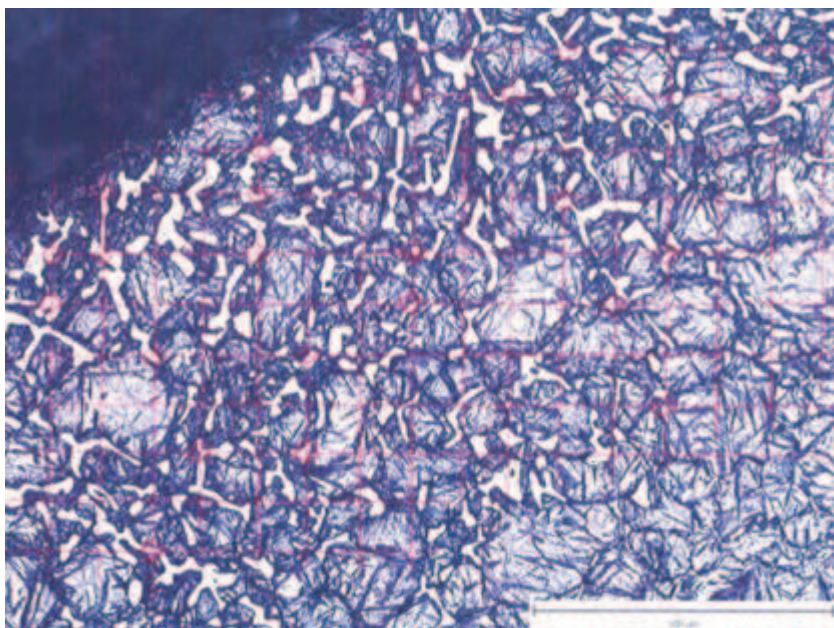
Obr. 5.16 Vzorek Q5-1 síťový cementitu pod povrchem cementované vrstvy ve vzdálenosti cca 1 mm od hlavy zubu



Obr. 5.17 Vzorek Q5-1 síťoví cementitu pod povrchem cementované vrstvy ve vzdálenosti cca 1 mm od hlavy zubu – detail



Obr. 5.18 Vzorek Q5-3 síťoví cementitu pod povrchem cementované vrstvy ve vzdálenosti cca 1 mm od hlavy zubu



Obr. 5.19 Mřížka pro odhad plošného podílu cementitu bodovou metodou.

Na základě provedeného rozboru lze usoudit, že trhlinky, resp. tepelné ovlivnění povrchových oblastí cementovaných vrstev bylo způsobeno příliš intenzivním broušením cementovaných povrchů, kdy došlo krátkodobě k ohřevu na tak vysoké teploty, že ve struktuře pod povrchem vznikl austenit. Ten se následně poměrně prudce ochladil v důsledku odvodu tepla do objemu materiálu, a proto zde v některých případech (série Q4) vznikl nepopuštěný martenzit. V okolních oblastech došlo k dodatečnému popuštění původního martenzitu, který vznikl standardním tepelným zpracováním po cementaci. V důsledku pnutí spojených s krátkodobým ohřevem, rychlým ochlazením i změnou struktury mohlo dojít v některých oblastech ke vzniku trhlinek.

6 ZÁVĚR

V rámci diplomové práce byla pozornost zaměřena na problematiku cementace ocelí. V rámci experimentu byla studována příčina vzniku vad charakteru trhlinek na povrchu zubů cementovaných ozubených kol. Na základě provedené analýzy lze předpokládat, že vznik drobných trhlinek pod povrchem bezprostředně souvisí s tepelným ovlivněním materiálu při broušení zubů a s tím souvisejícími pnutími, která při tom vznikají. Při broušení zubů pravděpodobně došlo k lokálnímu ohřevu materiálu na vysoké teploty, takže ve struktuře vznikl v tenké podpovrchové vrstvě austenit. V důsledku rychlého odvodu tepla do objemu materiálu pak vznikl v některých případech pod povrchem nový nepopuštěný martenzit a u martenzitu vzniklého po cementaci došlo k jeho popuštění na vysoké teploty. V některých případech byla tato přeměna spojena se vznikem drobných trhlin. Mimo to bylo zjištěno, že u vzorků série Q5 došlo v některých případech v místech hlav zubů k nadměrnému nauhličení, kdy se ve struktuře vyskytovaly poměrně velké útvary cementitu. Na základě podílu cementitu byl uhlíkový potenciál nauhličující atmosféry odhadnut na cca 1,6 hm. %, což je podstatně více než běžně používané a doporučované hodnoty.

LITERATURA

- [1] VÁŇOVÁ, P. *Základy tepelného zpracování*. Ostrava: VŠB-TUO, 2012. Studijní opora.
- [2] KONTOROVÍČ, I., E., *Tepelné zpracování ocelí a litin*. 1. Vydání. Praha: Průmyslové vydavatelství, Praha, 1952. 264 s.
- [3] KRAUS, V. *Tepelné zpracování a slinování*: [online] [cit. 2014-02-20] dostupné z <http://tzs.kmm.zcu.cz/TZSprcelk.pdf>. Přednášky.
- [4] RYŠ, P., CENEK M., MAZANEC, K., HRBEK, A., *Nauka o materiálu II: Nauka o kovech 4. svazek. Železo a jeho slitiny*. Druhé, zcela přepracované vydání. Brno: Academia, 1975.
- [5] FIALA, J., KRAUS, I., *Povrchy a rozhraní*. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009. ISBN 978-80-01-04248-9.
- [6] TOTTEN, George E. *Steel heat treatment: metallurgy and technologies*. 2nd ed. Boca Raton, FL: Taylor & Francis, c2007. ISBN 0849384559.
- [7] SKOČOVSKÝ, P., DURMIS, I., *Technologia tepelného zpracování kovov*. Bratislava: Vydavateľstvo technickej a ekonomickej literatury, 1984.
- [8] ASM Handbook Volume 4 Heat Treating, ASM International, USA, 2173 s., ISBN 0-87170-379-3.
- [9] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [10] SOJKA, J. *Metalurgie*. Ostrava: VŠB-TUO Ostrava, 2007. Syllabus.
- [11] BALVAR, L. *Mikrostruktura a vlastnosti cementační vrstvy ozubených kol*. Ostrava: VŠB-TUO Ostrava, 2014. Diplomová práce.
- [12] HURT, J. *Tepelné zpracování kovů*. Praha I: Nakladatelství Josef Hokr, Praha I, 1943.
- [13] THELNING, K. *Steel and its heat treatment*, Second edition, Boston, 1984, ISBN 04-408-01424-5.
- [14] KORECKÝ, J. *Cementování oceli*. 1. vyd. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1957.
- [15] JECH, J. *Tepelné zpracování ocelí*: Metalografická příručka. Čtvrté přepracované a doplněné vydání. Brno: SNTL, 1983

- [16] Oceli k cementování podle EN 10084. *BOHDAN BOLZANO*. [online]. 2016 [cit. 2016-04-09]. Dostupné z: <http://www.bolzano.cz/cz/technicka-podpora/technicka-prirucka/tycove-oceli-uhlikove-konstrukcni-a-legovane/oceli-k-cementovani-podle-en-10084/prehled-vlastnosti-oceli-20mncr5>
- [17] *Technologie tepelného zpracování kovových povrchů: [sborník přednášek] = Heat Treatment Surface Engineering : [proceedings] : mezinárodní konference : [24.-25.11.2009 Jihlava]*. Čerčany: Asociace pro tepelné zpracování kovů, 2009. ISBN 978-80-904462-0-5.
- [18] Härterei Technotherm GmbH & Co. KG 2016. . [online]. 9.4.2016 [cit. 2016-04-09]. Dostupné z: http://haerterei-technotherm.de/images/uploads/nitrierhaerte_2012.pdf
- [19] *Technologie der Wärmebehandlung von Stahl*. 2. strak bearbeitete Aufl. Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1987. ISBN 3-342-00220-4.